

Reibschweißen der γ -TiAl-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) und der
Titanlegierung Ti6Al4V – Prozessentwicklung und Charakterisierung der
mikrostrukturellen und mechanischen Eigenschaften

Dissertation

zur Erlangung des Doktorgrades
der Naturwissenschaften

vorgelegt von
Dipl.-Phys. Volker Ventzke
aus Dortmund

genehmigt von der Fakultät für Natur- und Materialwissenschaften
der Technischen Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung
05. Februar 2014

Vorsitzende der Prüfungskommission:

Prof. Dr.-Ing. Babette Tonn

Hauptberichterstatter:

apl. Prof. Dr. rer. nat. Heinz-Günter Brokmeier

Berichterstatter:

Prof. Dr.-Ing. Norbert Huber

Kurzdarstellung

Gegenstand der vorliegenden Arbeit ist die Entwicklung von Parametern und Bedingungen zum Rotationsreibschweißen der grob-lamellaren γ -TiAl-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) (Bez.: γ -TAB), sowohl artgleich als auch artfremd mit der klassischen Titanlegierung Ti6Al4V (Bez.: Ti64). Die artgleichen und artfremden Reibschweißverbindungen werden hinsichtlich des Einflusses der Prozessparameter und -bedingungen auf deren Mikrostruktur und damit auf die lokalen Festigkeitseigenschaften untersucht und diskutiert. Dabei wird gezeigt, dass das mechanische Verhalten der artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen unter Zugbeanspruchung bei 20 °C und 700 °C im Wesentlichen durch die Grundwerkstoffeigenschaften der grob-lamellaren Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) bestimmt wird. Das gleiche Verhalten zeigen die artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen nur bei Raumtemperatur. Bei 700 °C wirkt die Superplastizität der Ti64-Legierung der Tendenz zu Bruchversagen auf der γ -TAB-Seite entgegen. Die Herstellung von artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen erfordert eine Wärmebehandlung der γ -TAB-Feingusslegierung bei einer Temperatur von 800 °C oberhalb der spröde-duktilen Übergangstemperatur vor dem Reibschweißen, um deren Verformung zu unterstützen und Schweißnahtfehler zu vermeiden. Im Rotationsreibschweißverfahren ist hinsichtlich Prozessdauer, Handhabung und Nahteigenschaften eine Alternative zum Diffusionsschweißen zu sehen. Die grob-lamellare γ -TiAl-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) ist aufgrund ihrer mechanischen und mikrostrukturellen Eigenschaften ein reibschweißgeeigneter Strukturwerkstoff.

Schlüsselworte: *Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si), Ti6Al4V, Rotationsreibschweißen mit kontinuierlichem Antrieb, Gefüge, Mikrostruktur, Phasenverteilung, chemische Zusammensetzung, Mikrohärt, Zugeigenschaften.*

Danksagung

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr. rer. nat. H.-G. Brokmeier für die Betreuung der Doktorarbeit und die sehr interessanten wie aufschlussreichen TexMat-Seminare während des Promotionsstudiums. Die Idee zur Durchführung der Doktorarbeit entstand während des VI-PNAM-Projektes im Förderzeitraum von 2004 bis 2008. Bei ihm bedanke ich mich auch für die Übernahme der Hauptberichterstattung.

Die vorliegende Dissertation wurde neben meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am HZG-Institut für Werkstoffforschung im Geschäftsbereich Werkstoffmechanik angefertigt. Beim Institutsleiter Herrn Prof. Dr.-Ing. Norbert Huber bedanke ich mich dafür, dass er mir die Möglichkeit zur Durchführung der Doktorarbeit gegeben und die Berichterstattung übernommen hat.

Bei Herrn Dr.-Ing. N. Kashaev, dem Leiter der Abteilung Fügen und Bewerten, bedanke ich für die Diskussionen und seine Anregungen und dafür, dass er mir den Freiraum für den Abschluss der Arbeit gab. Ich danke Herrn Dipl.-Ing. Stefan Riekehr für seine Unterstützung, die fachlichen und gleichermaßen motivierenden Diskussionen. Meiner Kollegin Frau Petra Fischer danke ich für ihre wertvolle Mitarbeit bei den metallographischen Untersuchungen, die einen großen Raum in der Doktorarbeit einnahmen. Dank gilt Herrn Dipl.-Ing. Karl-Heinz Bohm, der die Anfänge der Reibschweißaktivitäten mit begleitet hat. Herrn René Dinse danke ich für seine Arbeit bei der Verbesserung der Probenhalterungen für die EBSD-Analytik. Herrn Peter Haack danke ich für die Röntgenprüfungen der Reibschweißproben. Mein Dank richtet sich an Herrn Dipl.-Phys. Manfred Horstmann für seine Unterstützung bei der Durchführung der Zugversuche. Frau Dipl.-Ing. Anne Groth danke ich für die sprachlichen Korrekturen an der Dissertation.

Den Kollegen Herrn Dipl.-Ing. P. Merhof und Herrn M. Watzlaw von der Firma GEA Tuchenhausen GmbH danke ich für ihre freundliche Bereitschaft, dass sie ihre Reibschweißanlage zur Verfügung gestellt haben. Die Zusammenarbeit entstand im Zuge einer langjährigen Zusammenarbeit zwischen GEA Tuchenhausen GmbH und dem Helmholtz-Zentrum Geesthacht im Bereich der Bauteilbewertung und Werkstoffprüfung.

Eine besondere Erwähnung verdient meine am 07. April 2011 verstorbene Mutter Dora H. Ventzke, die meinen Werdegang gefördert und immer ein offenes Ohr für mich hatte. Mein besonderer Dank gilt meiner Lebensgefährtin Gabriele Stockhusen und ihren Kindern Nathalie und Dennis für ihre Geduld, die mich während meiner Promotion sehr unterstützt und aufgemuntert haben. Ich bedanke mich auch bei meinem langjährigen Freund Andreas Willrodt für die vielen geselligen Abende und Unternehmungen, die während der Doktorarbeit für Entspannung gesorgt haben.

Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen, Symbole und Abkürzungen	ix
Abbildungsverzeichnis	xiii
Tabellenverzeichnis	xxiii
1. Einleitung	1
2. Schweißen von γ -TiAl-Basislegierungen: Stand der Forschung und Technik	5
2.1 Schmelzverbindungsschweißen	5
2.2 Diffusionsschweißen	6
2.3 Reibschweißen	15
2.4 Schlussfolgerungen für die Prozessentwicklung zum γ -TAB-Reibschweißen	19
2.5 Gefüge und Konstitution von γ -TiAl-Basislegierungen und der Titanlegierung Ti6Al4V	20
2.5.1 Ausgangszustand von Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) und Ti6Al4V	20
2.5.2 Eigenschaften von γ -TiAl-Basislegierungen	21
2.5.3 Eigenschaften von Ti6Al4V	25
3. Arbeitsprogramm	28
4. Mechanismen beim Reibschweißen	31
4.1 Phasen eines Reibschweißprozesses und Bindemechanismus	31
4.2 Lokale Dehnraten beim Reibschweißen	35
4.3 Prozesstemperaturen beim Reibschweißen	38
4.4 Ermittlung von Diffusionskoeffizienten und Aktivierungsenergie	40
5. Charakterisierungsmethoden	44
5.1 Analytische Rasterelektronenmikroskopie	44
5.2 Mechanische Untersuchungen	45
5.2.1 Zugversuche	45
5.2.2 Mikrohärteprüfung	47
6. Artgleiche γ -TAB-Reibschweißverbindungen: Ergebnisse und Diskussion	49
6.1 Prozessentwicklung zum Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung	49
6.2 Reproduktionsversuche	53
6.3 Gefügeentwicklung	54
6.3.1 Zustand der Reibschweißverbindungen und Mikrohärte	54
6.3.2 Berechnung mittlerer Dehnraten	57
6.3.3 Gefüge, Phasenverteilung und Mikrotextur	59
6.3.4 Einfluss von Strukturabmessungen und α_2 -Phase auf die Mikrohärte	75
6.3.5 Abschätzung der örtlichen Temperaturverteilung	77
6.4 Mechanische Eigenschaften	79

6.4.1 Mechanisches Verhalten unter Zugbeanspruchung	79
6.4.2 Lokale Festigkeitseigenschaften	83
6.5 Schlussfolgerung	86
7. γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen: Ergebnisse und Diskussion	87
7.1 Vorbetrachtungen	87
7.2 Prozessentwicklung	88
7.2.1 Einfluss von Parametervariation und makroskopische Merkmale	89
7.2.2 Mikrohärte	92
7.2.3 Einfluss von prozessbegleitender Wärmehandlung	93
7.3 Mechanische Eigenschaften	102
7.3.1 Mechanisches Verhalten unter Zugbeanspruchung	102
7.3.2 Lokale Festigkeitseigenschaften	104
7.4 Gefügeentwicklung	106
7.4.1 Bindemechanismus beim artfremden Reibschweißen	106
7.4.2 Phasenverteilung und Mikrotextur	110
7.5 Schlussfolgerung	120
8. Zusammenfassung	121
Literaturverzeichnis	126

Formelzeichen, Symbole und Abkürzungen

γ -TAB	Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si)
Ti64	Ti6Al4V
Gew.-%	Gewichts-Prozent
At.-%	Atom-Prozent
BZ	Bindezone
TMBZ	thermomechanisch beeinflusste Zone
GW	Grundwerkstoff
P_{St}	Stauchdruck
t_{St}	Stauchzeit
P_R	Reibdruck
s_R	Reibverkürzung
s_G	Gesamtverkürzung
t_{Pr}	Prozessdauer
L_R	Länge der Reibschweißproben
U	Umdrehungszahl
f_U	Frequenz
A_{Gr}	Stoß- oder Grenzfläche der Reibschweißproben
R	maximaler Radius der Reibschweißproben
r	Radius ($0 \leq r \leq R$) oder radialer Abstand
Z	axialer Abstand
L	Reibgratlänge
q_0	Wärmeleistung
μ	Reibungskoeffizient
v_{max}	maximale Rotationsgeschwindigkeit der Reibschweißproben bei $r = R$
M	maximaler Dreh- oder Reibmoment
Z_{cs}	Kontaktzone ("contact section")
Z_{pl}	vollständig verformten ("fully plasticized region")
Z_{pd}	teilweise verformten ("partly deformed region")
Z_{ud}	unverformten Bereich ("undeformed region")
H	Übergang zwischen Z_{pd} und Z_{ud}
v_0	axiale Verkürzungsgeschwindigkeit
v_r	Radialgeschwindigkeit
v_θ	Rotationsgeschwindigkeit
v_z	Axialgeschwindigkeit
$\dot{\epsilon}$	mittlere Dehnrage
$\dot{\epsilon}_{rr}, \dot{\epsilon}_{\theta\theta}, \dot{\epsilon}_{zz}, \dot{\epsilon}_{rz}, \dot{\epsilon}_{z\theta}, \dot{\epsilon}_{r\theta}$	Komponenten der mittleren Dehnrage
ρ_L	Anpassungsparameter zur Reibgratlänge L

ζ	Anpassungsparameter für die Rotationsgeschwindigkeit v_θ
$\bar{\sigma}$	äquivalente Spannung
$d\bar{\epsilon}/dt$	äquivalente Dehnungsgeschwindigkeit
v	thermischer Wirkungsgrad
Q_{pl}	Wärmeenergie bei plastischer Verformung
$R_{p0.2}$	Dehngrenze
R_m	Zugfestigkeit (aber auch universelle Gaskonstante)
A	Bruchdehnung
L_0	Anfangslänge einer Rund- oder Flachzugprobe
L_E	Endlänge einer Rund- oder Flachzugprobe
ΔL	Längenänderung einer beanspruchten Zugprobe
d_0	Anfangsdurchmesser einer Rundzugprobe
A_0	Anfangsquerschnitt einer Zugprobe
ϵ_t	Totaldehnung
σ_n	Nennspannung
W	Formänderungsarbeit
HV	Vickers-Härte
$HV0.5$	Vickers-Härte mit 0.5 kp Prüflast
HV_0	Grundwerkstoffhärte von γ -TAB
F	Prüflast oder Kraft
REM	Rasterelektronenmikroskop
U_B	Beschleunigungsspannung
I_E	Emissionsstromstärke
δ	Aperturblendendurchmesser
β_{Ab}	EDX-Detektorabnahmewinkel
WD	Arbeitsabstand
EDX	energiedispersive Röntgenanalyse
ZAF	EDX-Korrekturmethode zur Berechnung der Konzentration von chemischen Elementen; Z: Kernladungszahl-, A: Absorptionszahl- und F: Fluoreszenzzahlkorrektur
EBSD	Rückstreuungselektronendiffraktometrie
RD	Referenzrichtung (Z := RD)
TD	Transversalrichtung (r := TD)

ND	Normalenrichtung ($n := ND$, n ist senkrecht zur Ebene einer Schliffprobe)
P	Poldichte
P_{\max}	maximale Poldichte
α	Radialwinkel
β	Azimutalwinkel
$(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$	Euler-Winkel
ODF	Orientierungsdichtefunktion
$f(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$	Orientierungsdichtefunktion
f_{\max}	maximale Orientierungsdichte
l, m, n	Indizes der Reihenentwicklung für $f(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$
P_l^{mn}	verallgemeinerten Legendre-Polynome
T_l^{mn}	verallgemeinerte Kugelfunktionen
C_l^{mn}	Koeffizienten der Reihenentwicklung für die Orientierungsdichtefunktion $f(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$
ω	Halbwertsbreite
N	Zahl der Einzelorientierungen g_i
PF	Polfigur
IPF	inverse Polfigur
g	Orientierung
g_γ	Orientierung der γ -Phase (TiAl)
g_{α_2}	Orientierung der α_2 -Phase (Ti ₃ Al)
(hkl)	Millersche Indizes
[uvw]	Kristallgitterrichtungen
$g = (hkl)[uvw]$	Orientierungsnotation
S	Strukturabmessung
n	Strukturexponent
K_1	strukturbezogene Konstante
C_{α_2}	α_2 -Gehalt
K_2	Proportionalitätskonstante
T	Temperatur in K (oder °C)
T_{\max}	Maximaltemperatur
T_0	Umgebungstemperatur
T_α	α -Transustemperatur
T_β	β -Transustemperatur
$T_{(\alpha+\gamma)}$	Übergangstemperatur zwischen dem $(\alpha_2+\gamma)$ - und $(\alpha+\gamma)$ -Phasengebiet
T_{vor}	Wärmebehandlungstemperatur vor dem Reib-Schweißen

T_{nach}	Wärmebehandlungstemperatur nach dem Reibschweißen
t	Zeit
t_s	Endzeitpunkt des Reibschweißprozesses
ρ	Dichte
c	spezifische Wärme
λ	Wärmeleitfähigkeit
a	Temperaturleitzahl
D	Diffusionskoeffizient
D_0	Frequenzfaktor
R_m	universelle Gaskonstante ($8.319 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)
Q	Aktivierungsenergie für Diffusion
x	Schichtdicke
θ	Temperatur in °C
i	Atomsorte
D_i	partieller Diffusionskoeffizient
D_{i0}	partieller Frequenzfaktor
Q_i	partielle Aktivierungsenergie
C_i	Konzentration der Atomsorte i
C	Gesamtkonzentration
v_i	Molenbruch
Z_H	Zener-Holloman-Parameter
d_{DRX}	Korngröße des Rekristallisationsgefüges
Q_{XRD}	Aktivierungsenergie für Rekristallisation
k, α	Konstanten der $d_{\text{DRX}}\text{-}Z_H$ -Gleichung
R_m^{BZ}	lokale Zugfestigkeit der Bindezone
σ_B^{GW}	Bruchfestigkeit des γ -TAB-Grundwerkstoffes
K_{IC}	kritischer Spannungsintensitätsfaktor
a_c	kritische Risslänge
Y	Geometriefaktor
σ_{lok}	lokale elastische Spannung
$E_{\alpha 2}$	E-Modul der α_2 -Phase
ε_{lok}	lokale elastische Spannung
$b_{\alpha 2}$	Breite einer gebogenen α_2 -Lamelle
$r_{\alpha 2}$	Krümmungsradius einer gebogenen α_2 -Lamelle
τ	Scherspannung
I_p	polarer Flächenträgheitsmoment 2. Grades

Abbildungsverzeichnis

- Bild 1.1:** 1
Auftragung der spezifischen Festigkeit verschiedener Werkstoffe über der Temperatur [2].
- Bild 1.2:** 3
Herstellung eines Auslassventils mittels Diffusionsschweißens eines geschmiedeten Schaftes aus Ti6Al4V mit einem feingegossenen Ventilteller aus γ -TiAl (Foto: Helmholtz-Zentrum Geesthacht GmbH, Institut für Werkstoffforschung).
- Bild 1.3:** 4
Herstellung eines Turboladers aus TiAl und Stahl mit einer Anschlußkomponente (Insert material). Diese wurde mit dem TiAl-Rad hartgelötet und dann mit einem Schaft aus Stahl elektronenstrahlgeschweißt [6, 7].
- Bild 2.1:** 9
Darstellung einer mit der Parameterkombination 825°C/5MPa/15Min. hergestellte Hybridverbindung aus lamellarem γ -TiAl (oben) und globularem Ti6Al4V (unten), aus [12] entnommen.
- Bild 2.2:** 10
Diffusionsschweißverbindung aus Ti6Al4V (links) und Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B (rechts), hergestellt bei 950 °C mit einem Schweißdruck von 60 MPa und einer Haltezeit von 45 Minuten. Zwischen den jeweiligen ist eine Diffusionsschicht entstanden (Vorarbeit).
- Bild 2.3:** 11
Diffusionsschweißverbindungen aus Stahl P91 (obere Probenhälfte) und Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B (TNB) (untere Probenhälfte) Der Schweißdruck betrug 60 MPa, die Haltezeit 45 Min.; die Reihenfolge der hier gezeigten Verbindungen von links nach rechts entspricht den Temperaturen von 950 °C, 900 °C, 850 °C und 800 °C (Vorarbeit).
- Bild 2.4:** 20
Grob-lamellares Feingussgefüge der γ -TAB-Feingusslegierung (Anm.: Rückstreuелектronenbild).
- Bild 2.5:** 21
Globulares Ausgangsgefüge der Legierung Ti6Al4V im geschmiedeten Zustand. Es ist zweiphasig aufgebaut und feinkörnig (Anm.: Rückstreuелектronenbild). Die Schmiederichtung verläuft im Bild in horizontaler Richtung.

- Bild 2.6:** 24
Darstellung aus [55]. Die für thermomechanische Bearbeitungsprozesse und Wärmebehandlungen wichtigen Temperaturbereiche im Zustandsdiagramm sind grau hervorgehoben; 1) Strangpressen, 2) Walzen, 3) Schmieden, 4) superplastisches und konventionelles Umformen von Blechen, 5) Wärmebehandlung zur Erzielung verschiedener Gefügetypen, 6) Wärmebehandlung zur Glättung gewalzter Bleche. T_α -Transus Temperatur, T_e -eutektoide Temperatur.
- Bild 2.7:** 25
Schematische Darstellung der $L1_0$ -Struktur von γ -TiAl. $b_0 = 1/2\langle -110 \rangle$ ist der Burgersvektor einer gewöhnlich Versetzung, $b_{S1} = \langle -101 \rangle$ und $b_{S2} = 1/2\langle -1-12 \rangle$ sind die Burgersvektoren der jeweiligen Superversetzungen und $b_3 = 1/6\langle -1-12 \rangle$ ist der Burgersvektor von Shockley-Partialversetzungen für mechanische Verzwillingung.
- Bild 3.1:** 28
Zu erreichende Meilensteine im Arbeitsprogramm: M1: optimale Prozessbedingungen und defektfreie Verbindungen, M2: Identifizierung von Binde- und Verformungsmechanismen, Darstellung von Gefüge-Eigenschaftsbeziehungen und Bewertung der Reibschweißbarkeit.
- Bild 4.1:** 31
Die verschiedenen Phasen beim Reibschweißen mit kontinuierlichem Antrieb [76].
- Bild 4.2:** 35
 L ist die Reibgratlänge, Z_{pl} die Breite des plastischen oder vollständig verformten, Z_{pd} die Breite des teilweise verformten und Z_{ud} die Breite des unverformten Bereiches. Z_{cs} kennzeichnet die Kontaktzone. Die axiale Verkürzungsgeschwindigkeit v_0 ergibt sich aus der Gesamtverkürzung S_G und der gesamten Prozessdauer t_{Pr} . v_r , v_θ und v_z sind die Radial-, Rotations- und Axialgeschwindigkeit. Die Größe h markiert jenen Punkt, an welchem der Durchmesser der Reibschweißproben erstmalig vom Ausgangsdurchmesser der Reibschweißproben abweicht [77].
- Bild 4.3:** 37
Nach Gleichung 4.3b berechnete Rotationsgeschwindigkeiten als Funktion des Ortes für verschiedene Werte des ξ -Terms.
- Bild 4.4:** 41
a) Ti- und Al-Profil in der Diffusionsschweißprobe #10-DB-T5Z2S, b) und c) geometrische Schichtdickenmessung bei verschiedenen Positionen.
- Bild 4.5:** 42
Die zur Bildung der Diffusionsschicht aus α_2 -Ti₃Al zwischen Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B und Ti6Al4V benötigte Aktivierungsenergie beträgt 267 kJ/mol.

Bild 5.1:	47
Entnahme von Mikroflachzugproben und Probengeometrie.	
Bild 6.1:	50
a) unvollständige Rekristallisation, Abriebpartikel im Außenbereich, b) Poren im Innenbereich. Das Gefüge ist im Innenbereich gröber als im Außenbereich (Probe TiAl-TiAl-01-1VP).	
Bild 6.2:	52
Reibschweißproben aus Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si). Durchmesser: 25 mm. Probenlängen: 50 mm + 100 mm.	
Bild 6.3:	52
a) Gefüge der homogenisierten γ -TAB-Feingusslegierung; b) Darstellung der Bindezone in Probe TiAl-TiAl-03-3VP aus der 3. Versuchsphase; c) Struktur der Bindezone im Außenbereich (TiAl-TiAl-04-3VP), vereinzelte Poren; Struktur der Bindezone im Zentrum der Probe (TiAl-TiAl-04-3VP). Darstellungen aus [16].	
Bild 6.4:	55
γ -TAB-Reibschweißverbindungen; a) Feingusszustand (nw), b) homogenisiert (wb). Die Schliffproben wurden geätzt; die Bindezone ist in radialer Richtung ($r = TD$) gleichmäßig ausgebildet und ist deutlich vom Grundwerkstoff unterscheidbar. Defekte sind beim Reibschweißen nicht entstanden. $Z = RD$ ist die Referenzrichtung parallel zur Rotationsachse der Schweißproben, $r = TD$ die dazu senkrechte Transversalrichtung (s. Festlegung in Kapitel 5, Abschnitt 5.1).	
Bild 6.5:	56
a) Mikrohärte der Reibschweißproben in axialer Richtung ($Z = RD$), b) Mikrohärte der Reibschweißproben innerhalb der jeweiligen Bindezonen in radialer Richtung ($r = TD$).	
Bild 6.6:	57
Makrodarstellung der Reibschweißprobe 01/nw zur Vermessung der Reibgratlängen L_1 , L_2 , L_3 und L_4 sowie der Größen Z_{pl} , Z_{pd} und h zur Berechnung der mittleren Dehnrates gemäß der Gleichung 4.6 und Bild 4.2 in Anlehnung an das Prozessmodell von Midling und Grong [77].	
Bild 6.7:	58
Verlauf der mittleren Dehnrates beim Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung ausgehend von der Bindezone bei $Z = 0$ mm in axiale Richtung (s. auch Bild 6.6 sowie Gleichungen 4.3-4.6).	

- Bild 6.8:** 60
BSE-Darstellung des heterogenen Gefüges der Reibschweißverbindung Nr. 04/wb. a) Makroskopische Darstellung wie in Bild 5.2b; b) $Z = 0.000$ mm (BZ); c) $Z = 0.253$ mm (BZ); d) $Z = 0.430$ mm; e) $Z = 0.653$ mm; f) $Z = 0.882$ mm; g) $Z = 1.079$ mm; h) $Z = 1.350$ mm; i) $Z = 1.571$ mm; j) $Z = 1.755$ mm; k) $Z = 1.976$ mm; l) $Z = 2.351$ mm; m) $Z = 3.065$ mm; n) Gefüge zwischen GW und TMBZ bei $Z = 4.991$ mm; o) Gefüge des GW bei $Z = 8.389$ mm ($Z = RD$, $r = TD = 8.5$ mm).
- Bild 6.9:** 61
EDX-Spektrum des in Bild 6.8b dargestellten Mikrobereiches (REM-Bildnr.: #1155). Das Spektrum wurde unter folgenden Bedingungen aufgezeichnet: $WD = 10$ mm, $U_B = 25$ kV, $\delta = 60$ μm , $\beta = 35^\circ$, $I_E = 65$ μA ; Totzeit zwischen 30 und 40 %. Die Zähldauer betrug 100 s.
- Bild 6.10:** 62
Örtliche Verteilung der chemischen Zusammensetzung der jeweiligen Mikrobereiche; a) örtliche Ti- und Al-Verteilung, b) örtliche Mn-, Cr-, Nb- und Si-Verteilung (#1155: Bindezone, #1168: Grundwerkstoff).
- Bild 6.11:** 63
Lage der Transuspunkte $T_{(\alpha+\gamma)}$ und T_α sowie der Maximaltemperatur T_{\max} im binären Ti-Al-Zustandsdiagramm (aus [39]), ermittelt bei $C_{Al} \approx 45$ At.-% basierend auf den EDX-Daten).
- Bild 6.12:** 63
(001)-Polfigur der γ -Phase in der γ -TAB-Feingusslegierung (Probe TiAl-TiAl-04-3VP) im Bereich des Grundwerkstoffes [99].
- Bild 6.13:** 64
a) Ausschnitt des Grundwerkstoffes der γ -TAB-Feingusslegierung bei $RD = 8.082$ mm. Der α_2 -Gehalt liegt bei 2.5 %. Die dominierenden Kristallrichtungen in diesem Ausschnitt sind $\langle 110 \rangle // ND$ und $\langle 001 \rangle // ND$; b) den Polfiguren ist u.a. die Goss-Textur $g_\gamma = (110)[001]$ zu entnehmen ($P_{\max} = 34.7$ mrd). Die Strukturabmessung ergab einen Wert von 52.7 μm , der α_2 -Gehalt lag bei 2.5 %.
- Bild 6.14:** 65
Orientierungsmessung durchgeführt bei 150-facher Vergrößerung am REM ($P_{\max} = 9.9$ mrd). a) Kristallorientierungsbild, b) Polfiguren (die rot gestrichelte Linie gibt die $\langle 111 \rangle$ -Faserrichtung an).
- Bild 6.15:** 66
a) Übergangsbereich zwischen Grundwerkstoff und TMBZ. Hier tritt überwiegend die $\langle 111 \rangle \gamma$ -Kristallrichtung in Erscheinung. Vereinzelt treten auch die $\langle 110 \rangle \gamma$ - und $\langle 100 \rangle \gamma$ -Kristallrichtungen auf; b) der hier gezeigte Mikrobereich weist in etwa Orientierung $g_\gamma = (11-1)[112]$ auf ($P_{\max} = 14.9$ mrd). Die Strukturabmessung ergab einen Wert von 31.9 μm , der α_2 -Gehalt lag bei 2.0 %.

- Bild 6.16:** 67
Mikrotextur der Bindezone (TMBZ-I); a) bei $Z = 0.000$ mm, b) bei $Z = 0.221$ mm. Den Kristallorientierungsbildern ist zu entnehmen, dass überwiegend die $\langle 110 \rangle_\gamma$ - und $\langle 100 \rangle_\gamma$ -Kristallrichtungen parallel zu ND auftreten. Die c-Achse der γ -Phase ist nahezu parallel zur Probenachse ausgerichtet; c) In den $(100)_\gamma$ - und $(110)_\gamma$ -Polfiguren ist gut zu erkennen, dass ein Orientierungsband von $-TD$ nach $+TD$ verläuft. In der Bindezone liegt eine $\langle 001 \rangle_\gamma$ -Fasertextur vor ($P_{\max} = 5.5$ mrd).
- Bild 6.17:** 70
Mikrotextur der TMBZ-II; a) bei $Z = 0.854$ mm, b) $Z = 1.092$ mm. Wie in der Bindezone dominieren hier die zu ND orientierten $\langle 110 \rangle$ - und $\langle 100 \rangle$ -Kristallrichtungen. Der Winkel zwischen der c-Achse der γ -Phase und der RD-Achse der vorliegenden $(001)_\gamma$ -Polfigur beträgt etwa 25° ; c) die $(100)_\gamma$ - und $(110)_\gamma$ -Polfiguren weisen ebenfalls Orientierungsbänder auf wie die der Bindezone (TMBZ-I) ($P_{\max} = 6.6$ mrd).
- Bild 6.18:** 71
Übergangsbereich zwischen TMBZ-II und TMBZ-III, a) bei $Z = 1.299$ mm; b) bei $Z = 1.506$ mm; c) Auflösung der $\langle 001 \rangle_\gamma$ -Fasertextur. Der Winkel zwischen der c-Achse der γ -Phase und der RD-Achse der vorliegenden $(001)_\gamma$ -Polfigur beträgt etwa 28° ($P_{\max} = 7.3$ mrd).
- Bild 6.19:** 72
In den jeweiligen Mikrobereichen treten neben verformten Lamellen auch sehr feine Verformungszwillinge auf, die an den parallel zueinander verlaufenden Linien zu erkennen sind. a) Position bei $Z = 1.079$ mm (entspricht Bild 6.8g), b) Position bei $Z = 1.350$ mm (entspricht Bild 6.8h.)
- Bild 6.20:** 73
Mikrotextur der TMBZ-III: a) bei $Z = 1.766$ mm; b) bei $Z = 1.952$ mm c) bei $Z = 2.092$ mm. Die $(200)_\gamma$ - und $(110)_\gamma$ -Polfiguren zeigen eine Aufspaltung im Orientierungsband. Die maximalen Poldichten in $(001)_\gamma$ - und $(110)_\gamma$ -Polfiguren zeigen die Texturkomponenten mit den Orientierungen $g_\gamma = (11-1)[134]$ und $g_\gamma = (221)[-8 -1 18]$ an ($P_{\max} = 14.2$ mrd).
- Bild 6.21:** 75
a) Strukturabmessungen und b) α_2 -Gehalt in den jeweiligen untersuchten Mikrobereichen von der Bindezone (TMBZ-I) bis zum Grundwerkstoff hin (GW).
- Bild 6.22:** 76
Einfluss der Strukturabmessungen der Gefügebereiche auf die Mikrohärt.
- Bild 6.23:** 77
Einfluss des α_2 -Gehaltes (C_{α_2}) auf die Mikrohärt.

- Bild 6.24:** 78
Berechnete Verteilung der Temperatur T als Funktion des Ortes Z nach Gleichung 4.9 und Lage der metallographisch ermittelten Schätzwerte für T_{\max} , T_{α} und $T_{(\alpha+\gamma)}$ mit und ohne Berücksichtigung der Stauchverkürzung.
- Bild 6.25:** 80
a) Spannungs-Dehnungs-Kurven der bei RT und 700 °C geprüften Rundzugproben im Zustand "wie feingegossen"; b) Spannung-Dehnungs-Kurven der bei RT und 700 °C geprüften Rundzugproben im Zustand "homogenisiert".
- Bild 6.26:** 81
Bei RT entstandene Bruchfläche einer γ -TAB-Rundzugprobe im Zustand "wie feingegossen"; a) Mischbruchfläche im Grundwerkstoff bestehend aus interlamellaren und translamellaren Anteilen; b) mechanische Verformungszwillinge auf Lamellen erkennbar an feinen Linien; $R_m = 424$ MPa, $R_{p0.2}$ nicht vorhanden, $A = 0.105$ %.
- Bild 6.27:** 82
Bei RT entstandene Bruchfläche einer γ -TAB-Rundzugprobe im Zustand "homogenisiert"; a) Mischbruchfläche im Grundwerkstoff bestehend aus interlamellaren und translamellaren Anteilen; b) mechanische Verformungszwillinge auf Lamellen erkennbar an feinen Linien, $R_m = 473$ MPa, $R_{p0.2} = 448$ MPa, $A = 0.400$ %.
- Bild 6.28:** 82
Bei 700 °C entstandene Bruchfläche einer γ -TAB-Rundzugprobe im Zustand "wie feingegossen"; a) Mischbruchfläche im Grundwerkstoff bestehend aus interlamellaren und translamellaren Anteilen sowie interlamellaren Rissen; b) mechanische Verformungszwillinge auf Lamellen erkennbar an feinen Linien, Verformungsspuren auf Lamellengrenzflächen.
- Bild 6.29:** 83
Bei 700 °C entstandene Bruchfläche einer γ -TAB-Rundzugprobe im Zustand "homogenisiert"; a) Mischbruchfläche im Grundwerkstoff bestehend aus interlamellaren und translamellaren Anteilen sowie interlamellaren Rissen; b) mechanische Verformungszwillinge auf Lamellen erkennbar an feinen Linien, Verformungsspuren auf Lamellengrenzflächen.
- Bild 6.30:** 85
Örtliche Verteilung von a) Dehngrenze, b) Zugfestigkeit und c) Bruchdehnung, ermittelt an Mikroflachzugproben (s. auch Bild 5.1).

- Bild 6.31:** 86
Linearer Zusammenhang zwischen Zugfestigkeit der Mikroflachzugproben und Mikrohärtigkeit HV0.5. Zugfestigkeit und Mikrohärtewerte aus dem Rand- und Kernbereich (Rand- und Kern-Mikrohärtigkeit) sind lokal zugeordnet. Aus Rand- und Kern-Mikrohärtigkeit wurde die mittlere Mikrohärtigkeit bestimmt, die zur Berechnung der Zugfestigkeit herangezogen wurde (geschlossene rote Kreise).
- Bild 7.1:** 87
a) Ti64-Reibschweißverbindungen, b) γ -TAB-Reibschweißverbindungen. Darstellungen aus [16].
- Bild 7.2:** 88
a) globulares Ausgangsgefüge der Ti6Al4V-Legierung; b) keilförmige Bindezone c) lamellare Struktur im Außenbereich und d) Innenbereich der Bindezone am Rotationszentrum [16].
- Bild 7.3:** 90
a) Darstellung der in der 1. Phase hergestellten Reibschweißverbindungen #07TABTi64 (links) und #08TABTi64 (rechts), b) Makroschliff der Probe #08-TABTi64. Die Fügezone ist keilförmig ausgebildet, die γ -TAB-seitigen Risse sind durch Pfeile angezeigt. Der Reibgrat wurde hier aus präparationstechnischen Gründen beseitigt.
- Bild 7.4:** 92
Mikrohärteprofile der artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen sowie der artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen (Nr.04/wb und Nr.01/nw, s. Bild 6.5) zum Vergleich; a) radialer Mikrohärteverlauf innerhalb der thermomechanisch beeinflussten Zone; b) axialer Mikrohärteverlauf im Außenbereich von der Ti64- zur γ -TAB-Seite.
- Bild 7.5:** 94
Reibschweißprobe #01TABTi64: Schweißnahtfehler in Form von Rissen und Mikrohohlräumen im Außenbereich (a), c) 250x, d), f) 2000x), lamellares Gefüge auf der Ti64-Seite über den gesamten Durchmesser (d-f)), globulares Gefüge auf der γ -TAB-Seite im Außenbereich (d) und f), grob-lamellares Gefüge auf der γ -TAB-Seite im Innenbereich am Rotationszentrum; die Mikrohohlräume sind im Außenbereich zahlreicher vorhanden als im Innenbereich.
- Bild 7.6:** 96
a) Grobkörnige α_2 -Grenzfläche der Verbindung #10TABTi64 im Außenbereich; b) Strukturarme α_2 -Grenzfläche der Verbindung #10TABTi64 im Innenbereich am Rotationszentrum. Tendenziell nimmt auch hier die Zahl der Mikrohohlräume von außen nach innen ab.

Bild 7.7: 96

Reibschweißprobe #04TABTi64: Risse im Außenbereich und Mikrohohlräume; Reaktionsschicht zwischen der γ -TAB- und Ti64-Seite; lamellares Gefüge auf der Ti64-Seite, Near-Gamma-Gefüge im Außenbereich und grob-lamellares Gefüge auf der γ -TAB-Seite im Innenbereich mit interlamellarem Riss.

Bild 7.8: 98

Reibschweißverbindung #11TABTi64; Stauchdruck $P_{St} = 340$ MPa, Stauchzeit $t_{St} = 2.00$ s, Reibdruck $P_R = 260$ MPa, Reibverkürzung $s_R = 4.00$ mm, Vorerwärmung bei $T_{vor} = 400$ °C Nachwärmebehandlung bei $T_{nach} = 900$ °C, Abkühlung im Ofen nach Abschaltung. Darstellung bei Vergrößerungen von 250x und 2000x. a), d), c), f): Außenbereich, b), e): Innenbereich.

Bild 7.9: 99

Reibschweißverbindung #12TABTi64; Stauchdruck $P_{St} = 340$ MPa, Stauchzeit $t_{St} = 2.00$ s, Reibdruck $P_R = 260$ MPa, Reibverkürzung $s_R = 4.00$ mm, nur Nachwärmebehandlung bei $T_{nach} = 900$ °C, Abkühlung im Ofen nach Abschaltung. Darstellung bei Vergrößerungen von 250x und 2000x. a), d): Außenbereich, b), e): Innenbereich, c), f): gegenüberliegender Außenbereich.

Bild 7.10: 100

Reibschweißverbindung #15TABTi64; Stauchdruck $P_{St} = 340$ MPa, Stauchzeit $t_{St} = 7.00$ s, Reibdruck $P_R = 260$ MPa, Reibverkürzung $s_R = 5.40$ mm, Vorerwärmung bei $T_{vor} = 400$ °C, Abkühlung an Luft. Darstellung der Außenbereiche sowie des Innenbereiches bei Vergrößerungen von 250x und 2000x. a), d): Außenbereich, b), e): Innenbereich, c), f): gegenüberliegender Außenbereich.

Bild 7.11: 101

a) Gefüge der Reibschweißverbindung #17TABTi64; b) EDX-Linienprofil von Ti, Al und O. Dichte Oxidschicht zwischen der γ -TAB-Feingusslegierung und Ti6Al4V.

Bild 7.12: 102

Reibschweißverbindung #20TABTi64. a) Reibgratbereich zwischen Ti64 und γ -TAB b) Mikrohohlräume im Reibgratbereich, c) nahezu defektfreie Grenzflächenstruktur.

Bild 7.13: 103

Spannungs-Dehnungs-Kurven der bei RT und 700 °C geprüften γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen #16TABTi64 und #19TABTi64.

Bild 7.14: 105

a) örtliche Verteilung der Zugfestigkeit, b) der Dehngrenze und c) der Bruchdehnung.

- Bild 7.15:** 107
a) Grenzfläche der Verbindung #10TABTi64 im Außenbereich; b) EDX-Spektrum aus dem Mikrobereich M3.
- Bild 7.16:** 108
Konzentrationsverlauf zwischen Ti64- und γ -TAB-seitigen Gefüge a) im Außenbereich und b) im Innenbereich nahe am Rotationszentrum. Anzumerken ist hier, dass im TiAl-Bereich die K_{α} -V-Strahlung vorhanden ist, was darauf zurückzuführen ist, dass sich die K_{α} -V- und K_{β} -Ti-Linien überlagern, weil die jeweiligen Anregungsenergien sehr dicht beieinander liegen. Wie die quantitativen EDX-Analysen gezeigt haben, ist im γ -TAB-seitigen Bereich praktisch kein Vanadium mehr vorhanden.
- Bild 7.17:** 110
Zustandsdiagramm des binären Ti-Al-Systems (aus [39]) mit den eingezeichneten Isothermen in einem Bereich $T_{\beta} \leq T \leq T_{(\alpha+\gamma)}$. Erfasst werden Al-Gehalte von ca. 10 At.-% bis 45 At.-% (s. Tabelle 7.6).
- Bild 7.18:** 111
a) Kristallorientierungsbild des Grundwerkstoffgefüges der Ti6Al4V-Legierung in der Reibschweißverbindung #10TABTi64; der Korndurchmesser beträgt $7.6 \mu\text{m}$, der β -Gehalt 7.1 % ($P_{\text{max}} = 7.5 \text{ mrd}$), b) $(0002)\alpha$ - und $(1\ 1\ -2\ 0)\alpha$ -Polfiguren.
- Bild 7.19:** 112
a) Kristallorientierungsbild der TMBZ im Außenbereich auf der Ti64-Seite der Reibschweißverbindung #10TABTi64; der Korndurchmesser beträgt $6.2 \mu\text{m}$, der β -Gehalt 10.7 % ($P_{\text{max}} = 4.8 \text{ mrd}$), b) $(0002)\alpha$ - und $(1\ 1\ -2\ 0)\alpha$ -Polfiguren.
- Bild 7.20:** 113
a) Kristallorientierungsbild der TMBZ im Innenbereich auf der Ti64-Seite der Reibschweißverbindung #10TABTi64; der Korndurchmesser beträgt $4.4 \mu\text{m}$, der β -Gehalt 4.6 % ($P_{\text{max}} = 4.3 \text{ mrd}$), b) $(0002)\alpha$ - und $(1\ 1\ -2\ 0)\alpha$ -Polfiguren.
- Bild 7.21:** 114
Ti64-Seite der Reibschweißverbindung #02TABTi64; a) lamellares TMBZ-Gefüge bei $y = -0.142 \text{ mm}$; b) bimodales Gefüge bei $y = -1.399 \text{ mm}$, c) globulares Gefüge bei $y = -1.741 \text{ mm}$.
- Bild 7.22:** 115
a) Kristallorientierungsbild der TMBZ im Innenbereich nahe am Rotationszentrum (Ref.: $r = \text{TD} = 0.0 \text{ mm}$) auf der γ -TAB-Seite der Reibschweißverbindung #10TABTi64; der Korndurchmesser betrug $26.8 \mu\text{m}$, der α_2 -Gehalt 19.1 % ($P_{\text{max}} = 39.1 \text{ mrd}$), b) $(0002)\alpha_2$ -, $(1\ 0\ -1\ 0)\alpha_2$ - und $(1\ 1\ -2\ 0)\alpha_2$ -Polfiguren.

- Bild 7.23:** 116
Kristallorientierungsbild der TMBZ im Übergangsbereich (Ref.: $r = TD = 6.2 \text{ mm}$); Korndurchmesser: $10.2 \text{ }\mu\text{m}$, α_2 -Gehalt: $46.1 \text{ }\%$ ($P_{\text{max}} = 15.7 \text{ mrd}$), b) α_2 -Polfiguren
- Bild 7.24:** 116
a) Kristallorientierungsbild der TMBZ im Außenbereich (Ref.: $r = TD = 8.0 \text{ mm}$) auf der γ -TAB-Seite der Reibschweißverbindung #10TABTi64; der Korndurchmesser betrug $14.2 \text{ }\mu\text{m}$, der α_2 -Gehalt $61.6 \text{ }\%$ ($P_{\text{max}} = 14.3 \text{ mrd}$), b) $(0002)\alpha_2$ -, $(1\ 0\ -1\ 0)\alpha_2$ - und $(1\ 1\ -2\ 0)\alpha_2$ -Polfiguren.
- Bild 7.25:** 117
a) Kristallorientierungsbild des grob-lamellaren Grundwerkstoffs auf der γ -TAB-Seite der Reibschweißverbindung #10TABTi64 ($RD = Z = 4.0 \text{ mm}$); der Korndurchmesser betrug $22.6 \text{ }\mu\text{m}$, der α_2 -Gehalt $21.4 \text{ }\%$ ($P_{\text{max}} = 25.0 \text{ mrd}$), b) $(0002)\alpha_2$ -, $(1\ 0\ -1\ 0)\alpha_2$ - und $(1\ 1\ -2\ 0)\alpha_2$ -Polfiguren.
- Bild 7.26:** 118
a) Einfluss des α_2 -Gehaltes (C_{α_2}) und b) der Strukturabmessungen der jeweiligen Gefügebereiche in der Reibschweißprobe #10TABTi64 auf die Mikrohärtigkeit im Vergleich zur artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindung Nr. 04/wb.
- Bild 7.27:** 119
Obere Bildreihe: Probe #01TABTi64: a) Near-Gamma-Gefüge in der γ -TAB-seitigen TMBZ; b) grob-lamellares Gefüge; c) grob-lamellares Gefüge mit einer im Vergleich zu b) geringeren Dichte an Verformungszwillingen; untere Bildreihe: Probe #02TABTi6: d) Lamellenbiegungen im Übergangsbereich von außen nach innen, e) teilrekristallisiertes Gefüge mit Verformungszwillingen (Detail von d), f) Lamellenbiegungen im Übergangsbereich von innen nach außen.

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1:	12
Arrhenius-Parameter für die Diffusion von Titan und Aluminium in den Matrixphasen α -Titan, β -Titan, α_2 -Ti ₃ Al und γ -TiAl [39].	
Tabelle 2.2:	20
Chemische Zusammensetzung (nominell) und Festigkeit der TiAl-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) (Angaben in At.-%) [51].	
Tabelle 2.3:	21
Chemische Zusammensetzung (nominell) und Festigkeit der Legierung Ti6Al4V im geschmiedeten Zustand (Angaben in Gew.-%) [53].	
Tabelle 4.1:	39
Mittelwerte für die Dichte ρ , die spezifische Wärme c , der Wärmeleitfähigkeit λ und der Temperaturleitzahl a [95, 96]. Angaben zur γ -TAB-Feingusslegierung von M. Oehring (HZG, WPM).	
Tabelle 4.2:	40
Diffusionsschweißparameter zum Verbinden der TNB-Legierung Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B mit der klassischen Legierung Ti6Al4V.	
Tabelle 4.3:	41
Schichtdickenwerte x und nach Gleichung 7.5 berechnete Diffusionskoeffizienten D .	
Tabelle 6.1:	50
Versuchsparameter [16].	
Tabelle 6.2:	53
Parametersätze. Anmerkung: Die Druckwerte sind von bar in MPa umgerechnet worden.	
Tabelle 6.3:	57
Zusammenfassung der Werte zur Berechnung der mittleren Dehnrate auf Grundlage der Gleichungen 4.4 bis 4.6. Die Reibgratlänge L wurde als Mittelwert aus L_1 , L_2 , L_3 und L_4 berechnet.	
Tabelle 6.4:	59
Vergleich von γ -TAB (Durchmesser: 25 mm) mit AA6082 (Probe 1-A5) und Al-SiC hinsichtlich der Reibschweiß- und Berechnungsparameter. Die AA6082- und Al-SiC-Reibschweißproben haben einen Durchmesser von 16 mm [77].	

Tabelle 6.5:	80
Kennwerte der aus den Reibschweißverbindungen entnommenen Rundzugproben.	
Tabelle 7.1:	89
Parametersätze der 1. Versuchsphase ohne Wärmebehandlung. Die Anreibzeit betrug 1 s. Probendurchmesser $D = 25 \text{ mm}$, Probenlängen $L_{\gamma\text{-TAB}} \approx 50 \text{ mm}$ und $L_{\text{Ti6Al4V}} \approx 100 \text{ mm}$.	
Tabelle 7.2:	97
Parametersätze und Wärmebehandlung in der 2. Versuchsphase. Die Anreibzeit betrug 1s. Haltezeit bei T_{Vor} und T_{nach} jeweils 10 Minuten; Abkühlung an Luft oder im Ofen nach Abschaltung.	
Tabelle 7.3:	100
Parametersätze und Wärmebehandlung in der 3. Versuchsphase. Die Anreibzeit betrug 2s. Haltezeit bei T_{Vor} und T_{nach} jeweils 10 Minuten; Abkühlung an Luft oder im Ofen nach Abschaltung.	
Tabelle 7.4:	101
Parametersätze und Wärmebehandlung in der 4. Versuchsphase. Die Anreibzeit betrug 2s. Haltezeit bei T_{Vor} und T_{nach} jeweils 10 Minuten; Abkühlung an Luft oder im Ofen nach Abschaltung.	
Tabelle 7.5:	103
Kennwerte der aus den Reibschweißverbindungen #16TABTi64 und #19TABTi64 entnommenen Rundzugproben.	
Tabelle 7.6:	107
Lokale chemische Zusammensetzung der Mikrobereiche M1 bis M4 gemäß Bild 7.15a (Angaben in At.-%). Die Auswertung erfolgte nach der ZAF-Korrekturmethode und Zuordnung der Phasen nach dem Phasendiagramm in Bild 6.11.	

1. Einleitung

Die Erhöhung von Wirkungsgraden und die Reduzierung von Schadstoffemissionen sind wichtige Ziele in den Forschungs- und Entwicklungsarbeiten an Wärmekraftmaschinen und Flugzeugturbinen. Als Strukturwerkstoff für Leichtbauanwendungen bis zu einer Einsatztemperatur um 700 °C bieten sich hierfür intermetallische γ -TiAl-Basislegierungen an. Sie zeichnen sich durch sehr gute Kriech- und Oxidationsbeständigkeit sowie hohe Warmfestigkeit und geringer Neigung zu Wasserstoffversprödung aus. Die Dichte von etwa 4 g/cm³ ist um mehr als die Hälfte geringer als die der Superlegierungen auf Ni-Basis (z.B. Inconel 718, NiCr19NbMo) und der E-Modul bleibt in einem weiten Temperaturbereich bis 650 °C erhalten. Aufgrund dieser Eigenschaften stellen sie eine Alternative zu den Superlegierungen in der Herstellung von relativ leichten Bauteilen für Anwendungen im Hochtemperaturbereich dar [1]. In Bild 1.1 ist die Stellung von γ -TiAl-Basislegierungen hinsichtlich der spezifischen Festigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur im Vergleich mit anderen Strukturwerkstoffarten wiedergegeben [2].

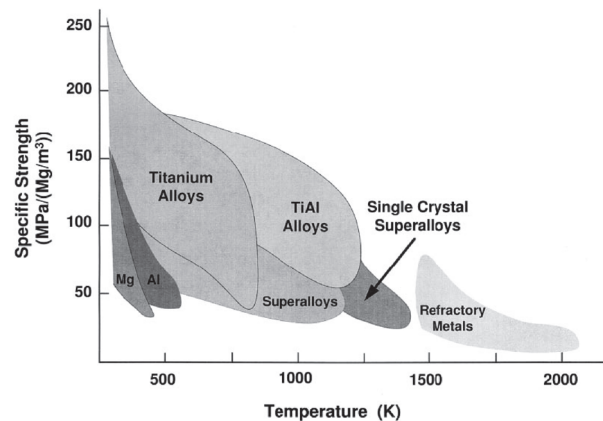


Bild 1.1: Auftragung der spezifischen Festigkeit verschiedener Werkstoffe über der Temperatur [2].

Die industrielle Anwendung von γ -TiAl-Basislegierungen ist derzeit weniger durch deren umfassend erforschte Eigenschaften behindert, sondern mehr durch fertigungstechnische und wirtschaftliche Gesichtspunkte [3]. Deren geringe Schadenstoleranz, aufgrund geringer Duktilität und niedriger Rißzähigkeit, stehen dem in der Luft- und Raumfahrtindustrie geforderten konservativen Bauteildesign entgegen [3]. Zudem erfordern starke Streuungen in den mechanischen Kennwerten aufgrund von chemischen, mikrostrukturellen und texturellen Inhomogenitäten einen hohen Aufwand an Qualitätssicherung [4]. Im Vergleich zu Ti- oder Ni-Basislegierungen sind Herstellung und Verarbeitung von γ -TiAl-Basislegierungen wesentlich aufwändiger [5], woraus entsprechend höhere Material- und Halbzeugkosten resultieren [2]. Der Preis für ein γ -TiAl-Vormaterial (Ingot) liegt über dem von hochfesten Titanlegierungen [3]. Trotz dieser Nachteile wird die kommerzielle Anwendung von γ -TiAl-Basislegierungen optimistisch bewertet [3].

Neben der Legierungsentwicklung befinden sich im Blickfeld der γ -TiAl-Forschung die fertigungstechnischen Hauptgruppen des Urformens (Gießen, MIM, Pulvermetallurgie) und des Umformens (z.B. Schmieden, SPF, Walzen) [3, 5]. Mit diesen Verfahren können γ -TiAl-Komponenten

endkonturnah gefertigt werden, was den Umfang an mechanischer Nachbearbeitung verringert und damit die Wirtschaftlichkeit verbessert. Gegenwärtig ist die Herstellung von Großbauteilen in einem Stich aufgrund der Konstitution von γ -TiAl-Basislegierungen erschwert [3]. Auf γ -TiAl-Basislegierungen abgestimmte Schweißverfahren könnten dem Abhilfe schaffen, indem mehrere Teilkomponenten zu komplexen γ -TiAl-Strukturen zusammengesetzt werden, sowohl in monolithischer als auch in hybrider Bauweise, wie dies am Beispiel eines Turboladers aus γ -TiAl und Stahl von Tetsui [6, 7] gezeigt wurde.

Die Anwendung von Schmelzschweißverfahren auf γ -TiAl-Basislegierungen erfordert den Aufbau hermetischer Schutzgasatmosphären, Vorerwärmung auf Temperaturen oberhalb der spröde-duktilen Übergangstemperatur und die Kontrolle der Aufheiz- und Abkühlrate [8-10]. Die Anwendung von Schmelzschweißverfahren wird dann unverzichtbar sein, wenn vor allem dünnwandige γ -TiAl-Komponenten miteinander verbunden werden sollen. Diffusions- und Reibschweißen sind geeignete Verfahren zum Verbinden von γ -TiAl-Basislegierungen [11-13] unterhalb der Schmelztemperatur, wodurch metallurgische Schädigungen gering sind [14, 15]. Ein weiterer Vorteil besteht darin, dass Werkstoffe mit massiven Querschnitten gefügt werden können, ohne dass hierfür der Einsatz von Zusatzwerkstoffen zwingend erforderlich ist. Damit sind Schweißverfahren verfügbar, welche unter geeigneten Voraussetzungen auch das Verbinden von γ -TiAl-Basislegierungen mit anderen Werkstoffen erlauben [11-13], was mit Schmelzschweißverfahren nicht oder nur sehr eingeschränkt möglich wäre.

Die Zielsetzung der vorliegenden Arbeit bestand darin, die γ -TiAl-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) (Bezeichnung: γ -TAB) artgleich und artfremd mit der klassischen Titanlegierung Ti6Al4V im geschmiedeten Zustand mittels Reibschweißen fehlerfrei zu verbinden. Hierfür waren entsprechende Reibschweißparameter und Prozessbedingungen zu entwickeln. Des Weiteren war zu zeigen, dass das Reibschweißverfahren eine wirtschaftliche und fertigungstechnische Alternative zum Diffusionsschweißen darstellt. Zum Fügen von γ -TiAl-Basislegierungen hat sich das Diffusionsschweißen bewährt und nimmt deshalb gegenüber anderen Schweißverfahren noch nach wie vor eine dominierende Stellung ein. Vorarbeiten zum Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung und der Ti6Al4V-Legierung aber führten zu dem Ergebnis [16], dass das artgleiche Reibschweißen der jeweiligen Legierungen hinsichtlich der Prozessdauer dem Diffusionsschweißen wirtschaftlich eindeutig überlegen ist. Untersuchungen haben gezeigt, dass beim Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung mit geeigneten Parametern keine Bindefehler wie Poren, Risse und Fehlbindungen entstanden sind [16]. Die hochfeste Titanlegierung Ti6Al4V ließ sich mit dem Reibschweißverfahren innerhalb eines breiten Parameterfensters sehr gut verbinden [16]. Diese Resultate gaben den Anstoß dazu, die Reibschweißaktivitäten im Rahmen dieser Arbeit fortzuführen und die metallkundlichen Untersuchungen zu vertiefen, um zu einer Bewertung der Reibschweißbarkeit der γ -TAB-Feingusslegierung sowohl artgleich als auch artfremd mit der Titanlegierung Ti6Al4V zu gelangen.

Die essentiellen Vorteile des Reibschweißverfahrens, die zum wirtschaftlichen Fügen von γ -TiAl-Basislegierungen genutzt werden können, sind Zeitersparnis, Rationalisierungs- und Automatisierungsmöglichkeiten, geringer spezifischer Energiebedarf, Wegfall von Zusatzwerkstoffen, Schutzgasen oder Vakuum sowie das Fehlen von Spritzern, Rauch und Strahlung [17]. Die gießtechnische Herstellung von Verdichter- und Turbinenschaufeln, Turboladerrotoren und Auslassventilen für Verbrennungsmotoren wird in [18] als kostengünstig angesehen, jedoch können die Kostenvorteile unter Umständen durch Anwendung nachfolgender thermomechanischer Verfahren zur Beseitigung von Gussdefekten wie Poren, Lunker und Segregationen wieder zunichte gemacht werden [3].

γ -TiAl-Hybridverbindungen stellen potentielle Lösungsansätze zur Herstellung von Bauteilen für Anwendungen bei hohen Temperaturen dar, wenn die optimalen Eigenschaften von γ -TiAl-Legierungen mit denen anderer metallischer Werkstoffe mittels geeigneter Fügeverfahren kombiniert werden können [6-8, 11-13]. Eine mögliche Prozessroute für die Herstellung eines Auslassventils kann z.B. so festgelegt werden, dass der Ventilteller mittels Feingießen aus γ -TiAl gefertigt und dieser mit einem Werkstoff höherer Duktilität und Bruchzähigkeit, wie z.B. Ti6Al4V, mittels Diffusionsschweißen verbunden wird [12]. Eine mögliche Ausführung eines solchen Auslassventils ist in Bild 1.2 schematisch wiedergegeben. Dieser Ansatz führte zu der Überlegung, einen Prozess zum Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung mit der Ti6Al4V-Legierung zu entwickeln.

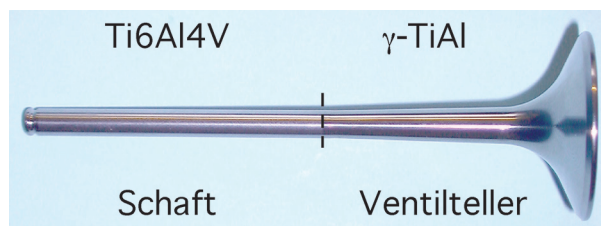


Bild 1.2: Herstellung eines Auslassventils mittels Diffusionsschweißens eines geschmiedeten Schaftes aus Ti6Al4V mit einem feingegossenen Ventilteller aus γ -TiAl (Foto: Helmholtz-Zentrum Geesthacht GmbH, Institut für Werkstoffforschung).

Ein weiteres Beispiel ist die Fertigung von Turboladern, in welchem ein Rad aus γ -TiAl mit einer Anschlusskomponente hartgelötet und im letzten Arbeitgang mit einem Schaft aus Stahl elektronenstrahlgeschweißt wurde [6, 7] (Bild 1.3). Ein Zusatzwerkstoff war wegen der sehr unterschiedlichen linearen Ausdehnungskoeffizienten von TiAl und Stahl erforderlich, um ein optimiertes Bauteilverhalten hinsichtlich thermisch-zyklischer Beanspruchungen einzustellen [6, 7].

Die in [6, 7, 12] beschriebenen Möglichkeiten zeigen, dass Schweißverfahren zur Herstellung von Werkstoffkombinationen eine Schlüsseltechnologie in der Entwicklung von verbrauchs- und sicherheitsoptimierten Transport- und Verkehrssystemen darstellen. Lassen sich Werkstoffe mit unterschiedlichen Eigenschaftsprofilen miteinander durch geeignete Schweißverfahren sicher kombinieren, so kann der konstruktive Gestaltungsspielraum beim Entwurf und der Auslegung von Bauteilen oder komplexen Strukturen für einen vorgesehenen Verwendungszweck signifikant erweitert

werden. Als Beispiel sei das Laserstrahlschweißen der Aluminiumlegierung AA6056 mit der erheblich festeren und korrosionsbeständigeren Ti-Legierung Ti6Al4V zur Herstellung von Sitzschienen im Airbus genannt [19, 20] oder die Kombination von Leichtbauwerkstoffen aus γ -TiAl und Ti6Al4V [12] bzw. γ -TiAl und Ti6242 [13].

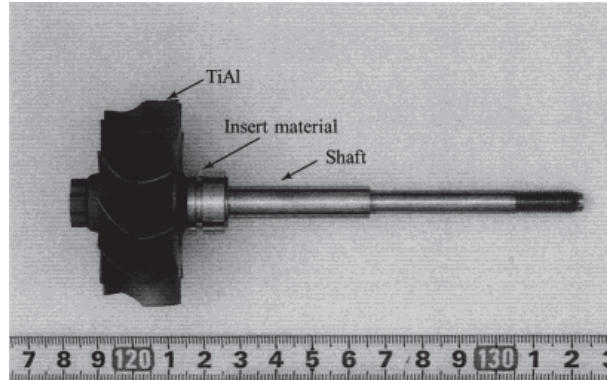


Bild 1.3: Herstellung eines Turboladers aus TiAl und Stahl mit einer Anschlußkomponente (Insert material). Diese wurde mit dem TiAl-Rad hartgelötet und dann mit einem Schaft aus Stahl elektronenstrahlgeschweißt [6, 7].

2. Schweißen von γ -TiAl-Basislegierungen: Stand der Forschung und Technik

2.1 Schmelzverbindungsschweißen

Schmelzschweißverfahren wie das WIG-, Laser- und Elektronenstrahlschweißen können zum Fügen von γ -TiAl-Basislegierungen unter Einhaltung von bestimmten Prozessbedingungen angewendet werden. Eine Vorerwärmung in einem Temperaturbereich von 650 °C bis 750 °C oberhalb des spröden duktilen Übergangs ist erforderlich, um Erstarrungsrisssbildung infolge der geringen Duktilität und Bruchzähigkeit der γ -TiAl-Basislegierungen zu vermeiden. Die aufgrund von Temperaturgradienten während eines Abkühlvorgangs entstehenden Spannungen in γ -TiAl können über plastische Verformungen durch Zwillingsbildung abgebaut werden. Unterhalb dieses kritischen Temperaturbereiches ist ein Spannungsabbau über den Mechanismus der Zwillingsbildung jedoch nicht möglich. Hier ist die Gefahr der Rissbildung sehr hoch [8-10].

Cramer et al. [8] berichteten, dass beim Laserschweißen die Abstimmung zwischen Vorerwärmungstemperatur, Strahlleistung und Vorschubgeschwindigkeit für die γ -TiAl-Nahtgüte hinsichtlich Rissbildung, Oxidationsverhalten, Gefügeausbildung, Porenbildung und Nahtform entscheidend ist. Mit steigender Vorerwärmungstemperatur (≥ 750 °C) nahm die Oxidation deutlich zu, zugleich gingen damit Porenbildung und Porenwachstum einher, Oxidschichten waren zudem mit Rissen behaftet. Das Schweißnahtgefüge war umso feiner ausgebildet, je niedriger die Vorerwärmungstemperatur war. Eine Laserschweißnaht im γ -TiAl-Stumpfstoß war kaum zu erkennen, wenn die Laserschweißungen bei Vorerwärmungstemperaturen ≤ 600 °C ausgeführt wurden. Niedrige Schweißgeschwindigkeiten von < 4 m/min hatten aufgrund der geringeren Abkühlgeschwindigkeiten die Ausbildung einer x-förmigen Naht zur Folge, was sich auf die Spannungsverteilung und das Schrumpfverhalten während der Abkühlung ungünstig auswirkte. Mit steigender Vorschubgeschwindigkeit wurden die Schweißnähte zunehmend schmaler und deren Gefüge feiner [8]. Hohe Nahtgüten in γ -TiAl erreichten Cramer et al. [8] mit Vorschubgeschwindigkeiten zwischen 4 m/min und 5 m/min bei Vorerwärmungstemperaturen zwischen 600 °C und 650 °C. Naht- und Wurzelüberhöhungen sowie Kerben waren kaum ausgeprägt, vereinzelt wurden kleine Poren an den Schmelzlinien festgestellt. Der Zustand der Schweißnaht war fein-lamellar. In der Wärmeeinflusszone fand verstärkt Zwillingsbildung durch Schrumpfspannungen während der Abkühlung statt. Die Autoren [8] empfehlen, hohe Vorschubgeschwindigkeiten (≥ 6 m/min) zu vermeiden, weil mit steigender Geschwindigkeit das Schmelzbadvolumen abnimmt. Dadurch werden bei geringen Positionierabweichungen die Stoßflächen im Wurzelbereich schlechter erfasst, wodurch Kerben entstehen können. Tendenziell nahm die Härte der γ -TiAl-Schweißnaht mit abnehmender Vorerwärmungstemperatur zu [8].

Als nachteilig ist der Umstand zu anzusehen, dass bis heute keine der chemischen Zusammensetzung von γ -TiAl-Basislegierungen entsprechenden Zusatzwerkstoffe in Drahtform am Markt verfügbar sind, so dass die Anwendung von Schmelzschweißverfahren auf γ -TiAl-Basislegierungen oftmals auf autogene Prozesse beschränkt ist [9] oder auf Zusatzwerkstoffe auf γ -

TiAl-Basis in Pulverform zurückgegriffen werden muss [21]. Dennoch ist es als Durchbruch zu bewerten, dass das Schmelzverbindungs-schweißen wie z.B. das LMD-Verfahren (Laser Metal Deposition) zur Reparatur von oberflächengeschädigten γ -TiAl-Turbinenschaufeln inzwischen sehr erfolgreich angewendet wird. Es handelt sich hier um eine vom Fraunhofer-Institut für Lasertechnik entwickelte Methode zur Laserauftragsschweißung mit hohem Automatisierungsgrad. Das LMD-Verfahren ist Stand der Technik, was durch die Tatsache unterstrichen wird, dass es von einem namhaften Triebwerkhersteller zertifiziert worden ist [8, 21-25]. Die von GSI SLV München publizierten Ergebnisse aus Untersuchungen zum Laserschweißen der γ -TiAl-Basislegierung TNM (Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (At.-%)) zeigen, dass die Herstellung von Stumpfstoßnähten machbar ist [26, 27]. Zur Vorerwärmung sowie zur Nachwärmebehandlung von TNM wurde ein defokussierter Laserstrahl und ein weiterer Laserstrahl zum Schweißen verwendet [26, 27]. Allerdings ist hier darauf hinzuweisen, dass aus den hier angegebenen Literaturstellen zum Laserschweißen von γ -TiAl-Basislegierungen keine Hinweise zur Mikrostruktur und insbesondere γ/α_2 -Phasenverteilungen und -verhältnisse in den Schweißnähten zu entnehmen waren. Threadgill wies in seiner Arbeit [9] darauf hin, dass neben chemischer Zusammensetzung vor allem der Temperatur-Zeit-Zyklus eine wesentliche Rolle spielt, weil dieser für die Phasenkonstitution bestimmend ist. So kann eine rapide Abkühlung vom L- in den ($\alpha_2+\gamma$)-Bereich eine nahezu vollständige Unterdrückung der γ -Phase zur Folge haben, wie der Arbeit von Jones et al. [56] zu entnehmen ist. Eine Arbeit von Liu et al. [28] zum Stumpfstoßschweißen von 2 mm dicken Platten aus Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B (At.-%) im stranggepressten Zustand hat gezeigt, dass das Schweißnahtgefüge nahezu vollständig aus der α_2 -Phase bestand, obwohl eine ähnliche Vorgehensweise wie in [26, 27] angewandt wurde. Hier war zu vermuten, dass der Vorerwärmungszyklus zu kurz und die Abkühlrate zu hoch war [56].

2.2 Diffusionsschweißen

Das Diffusionsschweißen zum Fügen von γ -TiAl-Basislegierungen nimmt nach wie vor eine herausragende Stellung ein. Ein wesentlicher Grund ist, dass die Prozessbedingungen beim Diffusionsschweißen dieser Legierungen vergleichsweise stabil und einfacher einzuhalten sind als beim Schmelzverbindungs-schweißen. Dies betrifft insbesondere den Aufbau einer hermetischen Schutzgasatmosphäre, um γ -TiAl-Schmelze gegen Luftzutritt zu schützen. Das Diffusionsschweißen erfolgt hingegen meistens unter Vakuum, womit während eines Schweißzyklus eine Kontamination der γ -TiAl-Basislegierungen durch Oxidation vermieden wird. Ein weiterer Aspekt besteht darin, dass das Diffusionsschweißen in der Regel weit oberhalb der spröde-duktilen Übergangstemperatur (≥ 600 °C) erfolgt, bei dem γ -TiAl-Basislegierungen praktisch ihr quasi-keramisches Verhalten verlieren und damit die Spröbruchgefahr während der Haltephase nicht mehr gegeben ist. Zudem ist die Verformung von Werkstücken aus γ -TiAl aufgrund der hohen Warmfestigkeit gering, wenn Schweißdrücke entsprechend gewählt und festgelegt werden. Die Aufheiz- und Abkühlraten können geregelt werden und die zu verschweißenden γ -TiAl-Werkstücke sind in ihrem Volumen vollständig durchgewärmt. Einige γ -TiAl-Legierungstypen zeigen bei Temperaturen von über 1000 °C superplastisches Verhalten, so dass das superplastische Formen (SPF) mit dem Diffusionsschweißen

kombiniert werden kann. Ein weiterer Vorteil des Diffusionsschweißens ist die Möglichkeit, γ -TiAl-Basislegierungen artfremd mit anderen Werkstoffen fügen zu können [12, 13], weil die Bildung intermetallischer Phasen in der Fügezone wesentlich genauer und gezielter kontrolliert bzw. beeinflusst werden kann als beim Schmelzschweißen. Über das Diffusionsschweißen der in dieser Arbeit verwendeten γ -TAB-Feingusslegierung ist in [29, 30] berichtet worden. Dort ist zu entnehmen, dass diese Legierung in einem Bereich von 950 bis 1100 °C mit Drücken von 5 bis 10 MPa und Haltezeiten von 1 bis 10 h defektfrei diffusionsgeschweißt werden konnte. Während des Diffusionsschweißens entstanden in der Fügezone äquiale rekristallisierte γ -Körner, was auf die Verformung der Rauigkeitsspitzen auf den Fügeflächen unter Schweißdruck zurückzuführen war. Mit Erhöhung der Schweißtemperatur nahm die Größe der γ -Körner im Bereich der Grenzfläche infolge des Anstiegs des temperaturabhängigen Diffusionskoeffizienten zu [30]. Die ermittelten Scherfestigkeitswerte lagen unterhalb der des Grundwerkstoffes. Die Untersuchungen zeigten, dass die Scherfestigkeit durch die Festlegung von Temperatur, Druck und Haltezeit beeinflusst wurde [30]. Eine im Anschluss an das Diffusionsschweißen durchgeführte Wärmebehandlung im α -Phasengebiet bei 1430 °C für 0.5 h resultierte in einer signifikanten Zunahme der Scherfestigkeit der Verbindungen, dabei wandelte sich das äquiale γ -Korngefüge in der Bindezone in ein lamellares Gefüge um [30].

Aus der γ -TAB-Feingusslegierung als Ausgangsmaterial wurde über eine pulvermetallurgische Route ein Blech hergestellt, an welchem in [31] der Einfluss der Stoßflächenvorbereitung auf die Bindequalität der Diffusionsschweißnähte untersucht wurde. Das Blech wies ein äquiales γ -Korngefüge mit einer mittleren Korngröße in einem Bereich von 10 bis 15 μm auf und zeigte superplastisches Verhalten bei 1000 °C. An diesem Material wurden bei 1000 °C mit Drücken von 5, 10 und 20 MPa und Haltezeiten in einem Bereich von 5 bis 10 h Diffusionsschweißversuche durchgeführt. Es zeigte sich, dass ein Feinschliff mit 1200er-SiC-Schleifpapier für die Bindefestigkeit insgesamt vorteilhafter war als eine chemische Ätzbehandlung [31]. In der Bindezone traten während des Diffusionsschweißens die gleichen Reaktionen auf wie bei γ -TAB im Feingusszustand, beschrieben und diskutiert in [30]. Eine Nachwärmebehandlung bei 1430 °C mit 30 Minuten Haltezeit führte ebenfalls zur Bildung eines lamellaren Gefüges in der Bindezone mit dem Resultat höherer Scherfestigkeitswerte [31]. Der Zustand der Stoßflächen hat also einen Einfluss auf die Qualität der Bindezone.

Herrmann und Appel [32] führten an der γ -TiAl-Legierung Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B (At.-%) (Bez.: TNB) Diffusionsschweißversuche bei 1000 °C Schweißtemperatur mit Schweißdrücken in einem Bereich von 20 bis 100 MPa und Haltezeiten zwischen 0.25 und 2 h durch. Im Zugversuch zeigten die diffusionsgeschweißten TNB-Verbindungen Spröbruchversagen in der Bindezone, dabei wurde die Dehngrenze des Grundwerkstoffes nicht erreicht [32]. Weiterführende Untersuchungen von Herrmann und Appel [33] ergaben, dass eine Schweißtemperatur von 1273 K, ein Druck von 20 MPa und eine Haltezeit von 2 h für die γ -TiAl-Legierung Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B optimal waren. Das Optimum lag darin begründet, dass dynamische Rekristallisation zu Kornwachstum innerhalb der Fügezone führte und dort die Bildung der für die Bindung schädlichen α_2 -Lage weitestgehend vermieden wurde. Bei Al-reichen einphasigen γ -TiAl-Basislegierungen ist das Diffusionsschweißen erschwert aufgrund

verlangsamter Diffusion, Verfestigung und ihrer Tendenz zur Aufnahme von Oxiden und Nitriden [33]. Hingegen sind zweiphasige ($\alpha_2+\gamma$)-TiAl-Legierungen einfacher zu schweißen. Jedoch läuft die Rekristallisation wesentlich langsamer ab, so dass hohe Eigenspannungen entstehen können, in zweiphasigen ($\alpha_2+\gamma$)-TiAl-Legierungen mit lamellarer Gefügestruktur ist die Rekristallisation dagegen deutlich schneller [33]. Ein wesentlicher Nachteil ist jedoch die Bildung einer dichten α_2 -Lage in der Bindezone beim Diffusionsschweißen von ($\alpha_2+\gamma$)-TiAl-Legierungen, welche die Bindefestigkeit verringert [33]. Zu ähnlichen Resultaten gelangten Buque und Appel [34, 35]. Sie untersuchten die Grenzflächen der diffusionsgeschweißten γ -TiAl-Legierungen Ti-45Al und Ti-45Al-10Nb und zeigten, dass die Bildung der α_2 -Phase in der Bindezone durch den Zusatz mit Niob reduziert wird. Das Diffusionsschweißen dieser Legierungen erfolgte bei 1223 K Schweißtemperatur, 60 MPa Schweißdruck und 2 h Haltezeit. EBSD-Messungen an diffusionsgeschweißtem Ti-45Al ergaben, dass die (10-10) α_2 -Prismenebenen nahezu parallel zur Bindefläche ausgerichtet waren [35].

Die γ -TAB-Feingusslegierung, das zeigen die Arbeiten von Bohm et al. [29] und Çam et al. [30, 31], ist defektfrei diffusionsschweißbar. Aus den Arbeiten von Herrmann und Appel [32, 33] ist die Schlussfolgerung zu ziehen, dass die γ -TiAl-Legierung Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B für das Diffusionsschweißen mit den in [32, 33] genannten Parametern geeignet ist. Die Machbarkeit des artfremden Diffusionsschweißens von γ -TiAl-Legierungen mit anderen Werkstoffen wie z.B. Ti6Al4V, Ti6242 oder Ni-Basislegierungen ist u.a. in [11, 12, 36-38] belegt. Hier wird Bezug genommen auf die γ -TiAl/Ti6Al4V-Kombinationen, weil diese für das Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung mit der Legierung Ti6Al4V von Relevanz sind.

Holmquist et al. [36] erzielten Diffusionsschweißverbindungen aus γ -TiAl mit Duplexgefüge (Ti-33Al-2Fe-1.8V-0.1B (Wt.-%), Bez.: IHI Alloy 01A) und globularem Ti6Al4V mittels heiß-isostatischen Pressens (HIP), indem die jeweiligen Legierungen in geschlossenen Stahlkapseln an den Stoßflächen zusammengeführt und jeweils bei verschiedenen Temperaturen von 900, 940 und 980 °C mit einem Druck von 200 MPa und einer Haltezeit von 1 h miteinander verbunden wurden. Ti6Al4V-seitig entstand bei 980 °C ein lamellares, bei 940 °C ein bimodales Gefüge, während bei 900 °C der globulare Ausgangszustand dieser Legierung erhalten blieb. Der Ausgangszustand der γ -TiAl-Legierung IHI Alloy 01A blieb hingegen bei allen Temperaturen unbeeinflusst. Die festgelegten Schweißbedingungen waren geeignet, defektfreie Verbindungen herzustellen. An den Stoßflächen zwischen der γ -TiAl-Legierung IHI Alloy 01A und dem Ti6Al4V entstand eine Diffusionsschicht, deren Dicke von 9 μm bei 900 °C auf 11 μm bei 980 °C zunahm, bei 940 °C betrug diese 10 μm . In den Diffusionsschichten lagen zwei Zonen vor. Holmquist et al. [36] führten dies auf die Al-Diffusion von der γ -TiAl zur Ti6Al4V-Seite und den Ti-Transport in entgegengesetzte Richtung zurück.

Die γ -TiAl-seitige Zone wies Korngrößen zwischen 5 und 6 μm auf und war breiter als die Ti6Al4V-seitige Zone mit Korngrößen zwischen 1 und 2 μm . Der entgegengesetzte Ti- und Al-Transport resultierte in der γ -TiAl-seitigen Zone in eine Anreicherung mit Ti und eine Verarmung an Al, in der Ti6Al4V-seitigen Zone hat dagegen eine Ti-Verarmung und Al-Anreicherung stattgefunden. In der Diffusionszone entstand die α_2 -Phase, deren Körner unter den HIP-Bedingungen durch

Rekristallisation entstanden sind. Das Verhalten der Diffusionsschweißverbindungen bei Raumtemperatur wurde hauptsächlich durch die Eigenschaften der γ -TiAl-Legierung bestimmt [36].

Xin-feng et al. [37] berichteten, dass Diffusionsschweißverbindungen aus lamellarem Ti-46.5Al-2.5V-2Cr-1.5Nb (At.-%) und Ti6Al4V in einem Temperaturbereich von 1073 K bis 1173 K mit einem Druck von 100 MPa und einer Haltezeit von 2 h unter Vakuum ebenfalls defektfrei hergestellt werden konnten. Sie stellten wie die Autoren von [36] fest, dass zwischen diesen Legierungen eine Diffusionsschicht entstanden ist, welche sich ebenfalls aus zwei Zonen zusammensetzte bedingt durch den Transport von Al-Atomen von der γ -TiAl-Seite in Richtung Ti6Al4V und durch den Ti-Transport in entsprechend entgegengesetzte Richtung. Die chemische Zusammensetzung der Diffusionsschicht entsprach dem Homogenitätsbereich der α_2 -Phase, deren Dicke mit steigender Schweißtemperatur zunahm. Eine optimale Verbindung wurde mit 100 MPa Schweißdruck, 2 h Haltezeit und 1153 K erzielt, sie zeigte unter 3-Punkt-Biegebeanspruchung bei Raumtemperatur Sprödbbruchversagen auf der γ -TiAl-Seite [37].

Çam et al. [12] untersuchten das Diffusionsschweißen der HIP-behandelten γ -TiAl-Legierung Ti-48Al-3.7(Nb+Cr+C) (At.-%) im lamellaren Zustand mit der Titanlegierung Ti6Al4V im globularen Zustand. Die Versuche wurden durchgeführt bei Temperaturen von 825 °C, 850 °C und 875 °C. Der Schweißdruck betrug 5 MPa, eine Probe wurde mit dem höheren Druck 8 MPa geschweißt. Die Haltezeiten wurden auf 15, 30 und 45 Minuten festgelegt. Es zeigte sich, dass insbesondere Ti6Al4V mit zunehmender Haltezeit bei gegebenem Schweißdruck und -temperatur zu ausgeprägter Kriechverformung neigte. Die Parameterkombination 825 °C/5 MPa/15 Min. erwies sich als unbrauchbar, weil an mehreren Stellen der Bindezone zwischen γ -TiAl und Ti6Al4V keine Bindung zustande kam. Die übrigen Kombinationen lieferten Verbindungen frei von Poren oder Rissen. In Bild 2.1 ist eine Diffusionsschweißverbindung dargestellt, welche mit der Parameterkombination 825 °C/5 MPa/15 Min hergestellt wurde.

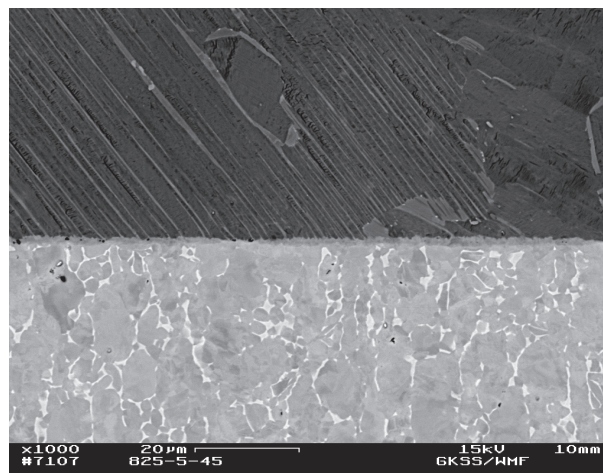


Bild 2.1: Darstellung einer mit der Parameterkombination 825°C/5MPa/15Min. hergestellte Hybridverbindung aus lamellarem γ -TiAl (oben) und globularem Ti6Al4V (unten), aus [12] entnommen.

EDX-Untersuchungen an der Grenzfläche lieferten die gleichen Befunde, wie sie in [36] und [37] diskutiert wurden. Auch hier fand eine Al-Migration von der γ -TiAl-Seite hin zur Ti6Al4V-Seite statt. Der Ti-Transport über die Grenzfläche erfolgte aus der entgegengesetzten Richtung von der Ti6Al4V-Seite. Die Morphologie der aus der α_2 -Phase bestehenden Diffusionsschicht erschien homogen, eine Zonenbildung wie in [36, 37] war hier nicht festzustellen [12]. Scherversuche ergaben, dass die mit 850 °C, 5 MPa und 15 Minuten hergestellte Diffusionsschweißverbindung die höchsten Scherfestigkeitswerte lieferte, die übrigen Parameterkombinationen führten zu niedrigeren Werten. Erhöhung von Haltezeit und Schweißtemperatur führten zu einer Dickenzunahme der Grenzflächenschicht. Die Druckerhöhung von 5 auf 8 MPa zeigte sich in einer Verringerung der Scherfestigkeit. Anhand mikrofraktographischer Untersuchungen ließ sich feststellen, dass die Grenzfläche zwischen γ -TiAl und der Diffusionsschicht wesentlich kritischer war als auf der gegenüberliegenden Seite und somit unter Scherbeanspruchung als Schwachstelle anzusehen war [12]. Einerseits darf die Diffusionsschicht nicht zu dünn sein, weil sonst eine vollständige Bindung nicht gewährleistet ist und andererseits auch nicht zu dick, weil sich die Sprödigkeit der α_2 -Phase in der Diffusionsschicht bemerkbar macht.

Der Frage, warum die Zonenbildung ausblieb, wurde in [12] nicht nachgegangen. Es ist aber von der Vermutung auszugehen, dass in den von Çam et al. [12] untersuchten Verbindungen keine Grobkornbildung innerhalb der aus α_2 -Ti₃Al bestehenden Grenzflächenschicht aufgrund niedriger Schweißtemperaturen stattgefunden hat. Dafür spricht die in Bild 2.2 dargestellte Diffusionsschicht zwischen Ti6Al4V und Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B (At.-%) (Bez.: TNB), welche sich bei 950 °C Schweißtemperatur und 60 MPa Schweißdruck nach 45 Minuten Haltezeit gebildet hat. Es ist deutlich zu erkennen, dass innerhalb der Diffusionsschicht zwei Zonen entstanden sind. Ebenfalls gut sichtbar ist deren Grobkörnigkeit. Hieraus lässt sich schlussfolgern, dass die gewählten Schweißtemperaturen von 825 °C, 850 °C und 875 °C [12] möglicherweise nicht ausreichend waren, um die in [36] und [37] gezeigte Zonenbildung zu aktivieren.

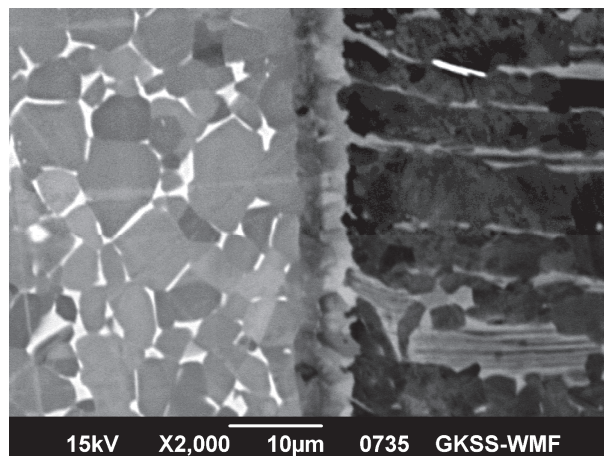


Bild 2.2: Diffusionsschweißverbindung aus Ti6Al4V (links) und Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B (rechts), hergestellt bei 950 °C mit einem Schweißdruck von 60 MPa und einer Haltezeit von 45 Minuten. Zwischen den jeweiligen ist eine Diffusionsschicht entstanden (Vorarbeit).

Durch Vorgabe von Schweißdruck und homologen Schweißtemperaturen können Bedingungen für Kriechverformungen vorliegen, welche zu Maß- und Toleranzabweichungen führen, wenn vorgefertigte Bauteilkomponenten mittels Diffusionsschweißen miteinander verbunden werden sollen. Eine Ausnahme ist hierbei die Kombination von Diffusionsschweißen und superplastischer Umformung, allerdings ist ein solcher Prozess auch so zu führen, dass einzuhaltende Endmaße nicht durch Kriechverformungen beeinträchtigt werden. Die Schweißdrücke von 200 MPa [36] und 100 MPa [37] sind deshalb als hoch anzusehen, weil bereits bei deutlich niedrigeren Schweißdrücken erhebliche Kriechverformungen auftreten können, wie in Bild 2.3 veranschaulicht ist.



Bild 2.3: Diffusionsschweißverbindungen aus Stahl P91 (obere Probenhälfte) und Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B (TNB) (untere Probenhälfte) Der Schweißdruck betrug 60 MPa, die Haltezeit 45 Min.; die Reihenfolge der hier gezeigten Verbindungen von links nach rechts entspricht den Temperaturen von 950 °C, 900 °C, 850 °C und 800 °C (Vorarbeit).

Dort sind Diffusionsschweißverbindungen aus zunderbeständigem CrMo-Stahl P91 und der γ -TiAl-Legierung TNB dargestellt. Wenn Maßhaltigkeit ein Kriterium ist, dann ist die Fassform auf der P91-Seite unakzeptabel, die bei 950 °C und 900 °C entstanden ist. Bei niedrigeren Temperaturen von 850 °C und 800 °C waren die P91-seitigen Verformungen deutlich geringer, jedoch waren Bindefehler zwischen P91 und der γ -TiAl-Legierung TNB festzustellen. Glatz und Clemens [38] wiesen darauf hin, dass eine Schweißtemperatur von 1000 °C, eine Haltezeit von 3 h sowie ein Schweißdruck von 20 MPa sich als zu hohe Werte für Ti6Al4V erwiesen, um diesen Werkstoff mit der γ -TiAl-Legierung Ti-47Al-2Cr-0.2Si mittels Diffusionsschweißen mit geringen Verformungen zu verbinden.

Insgesamt lässt sich sagen, dass γ -TiAl-Basislegierungen artfremd mit Ti6Al4V und anderen Legierungen mittels Diffusionsschweißen verbunden werden können, wobei allerdings die Einhaltung von Maßen und Toleranzen der in [12, 36-38] nachgewiesenen Machbarkeit durchaus Grenzen setzen kann. Insbesondere die Arbeit von Çam et al. [12] macht deutlich, wie schmal das Fenster war, innerhalb dessen γ -TiAl/Ti6Al4V-Verbindungen im Hinblick auf Scherfestigkeit optimiert werden konnten.

Die Arrhenius-Parameter für die Ti- und Al-Diffusion in den verschiedenen Phasen des Ti-Al-Systems wurden von Mishin und Herzig [39] bestimmt und sind in Tabelle 2.1 dargestellt.

Tabelle 2.1: Arrhenius-Parameter für die Diffusion von Titan und Aluminium in den Matrixphasen α -Titan, β -Titan, α_2 -Ti₃Al und γ -TiAl [39].

Diffusionselemente	Matrix	D_0 [$\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$]	Q [eV]
Ti	α -Ti	$1.35 \cdot 10^{-3}$	3.14
Ti	β -Ti	$3.53 \cdot 10^{-4}$	3.40
Ti	Ti ₃ Al	$2.24 \cdot 10^{-5}$	2.99
Ti	TiAl	$1.43 \cdot 10^{-6}$	2.59
Al	α -Ti	$6.60 \cdot 10^{-3}$	3.41
Al	β -Ti	$1.94 \cdot 10^{-4}$	3.36
Al	Ti ₃ Al	$2.32 \cdot 10^{-1}$	4.08
Al	TiAl	$2.11 \cdot 10^{-2}$	3.71

Die vorliegenden Werte des Frequenzfaktors D_0 zeigen, dass die Diffusion von Ti in den Phasen α_2 -Ti₃Al und γ -TiAl wesentlich langsamer abläuft als in α -Ti und β -Ti, bei Al hingegen verhält es sich umgekehrt. In γ -TiAl-Basislegierungen sind die Transportvorgänge im Vergleich zu Mischkristallen dadurch komplexer, dass während ablaufender Diffusionsvorgänge die Ordnungsstruktur der γ - und α_2 -Phase erhalten bleiben muss [39]. In keramischen Werkstoffen wie beispielsweise Al₂O₃ oder Si₃N₄ erfolgt Diffusion stöchiometrieerhaltend. Ein Bindemechanismus beim Diffusionsschweißen durchläuft folgende Stadien [40, 41]:

- (1) Erstkontakt weniger Rauigkeitsspitzen der jeweiligen Fügeflächen;
- (2) Deformation der Rauigkeitsspitzen;
- (3) Diffusion über Korngrenzen und Korngrenzenwanderung sowie
- (4) Volumendiffusion der Atome mit Leerstellen.

Neben Temperatur und Druck erfordert die Entstehung der Bindezone auch Zeit zur Bildung einer kompakten Reaktionsschicht, um defektfreie Diffusionsschweißverbindungen zu erzielen.

Unter wirtschaftlichen Aspekten betrachtet sind die Bruttozykluszeiten beim Diffusionsschweißen als verhältnismäßig lang zu bezeichnen. Den Arbeiten [12, 13, 29-38] ist zu entnehmen, dass die Bruttozykluszeiten in einem Bereich von mehreren Minuten bis zu mehreren Stunden liegen können. Der Grund hierfür besteht darin, dass in die Bruttozykluszeiten neben der Haltezeit auch Aufheizrate, Schweißtemperatur und Abkühlrate sowie Schweißdruckaufbau und Umgebungsbedingungen (Vakuum, Schutzgas) im Schweißofen eingehen. Alternativen zum Diffusionsschweißen sind u.a. das Hochtemperatur- oder Hartlöten [42] und das Transient-Liquid-Phase (TLP)-Verfahren [43-45], um γ -TiAl-Basislegierungen ohne [42] oder mit reduziertem Schweißdruck miteinander verbinden zu können [44, 45]. Der Nachteil von hartgelöteten γ -TiAl-Verbindungen besteht darin, dass deren Einsatztemperaturen durch die Schmelztemperatur des Lotes begrenzt sein kann, so dass unter Umständen die vorteilhaften Eigenschaften von γ -TiAl-Basislegierungen nicht im vollen Umfang ausgeschöpft werden können.

Dem Hochtemperatur- oder auch Hartlöten ähnlich ist das TLP-Verfahren. Beide Verfahren haben das gemeinsame Prozessmerkmal, dass ein Zusatzwerkstoff verwendet wird, dessen Schmelztemperatur niedriger als die der zu fügenden Werkstoffe ist. Beim Löten ist von Bedeutung, dass Fügeflächen durch ein Lot benetzt werden und über die Benetzung eine diffusionskontrollierte Legierungsbildung zwischen Grundwerkstoff und Teil des Lots abläuft, ohne dass sich dabei die chemische Zusammensetzung des gesamten Lots ändert. Die Erstarrung setzt erst ein, wenn die Löttemperatur verringert wird. Die eigentliche Lötverbindung kommt durch Legierungsbildung an der Grenzfläche zwischen Grundwerkstoff und Lot zustande.

Im Unterschied zum Hartlöten werden beim TLP-Verfahren zwei (oder auch mehrere) Zusatzwerkstoffe unterschiedlicher Schmelztemperatur eingesetzt. Während eines TLP-Fügevorgangs bei gegebener Temperatur und gegebenem Druck befindet sich der niedrigschmelzende Zusatzwerkstoff im flüssigen, der hochschmelzende Zusatzwerkstoff im festen Zustand. Der hochschmelzende Zusatzwerkstoff diffundiert in den aufgeschmolzenen Zusatzwerkstoff, wodurch infolge dieser Diffusionsvorgänge lokale Änderungen in der chemischen Zusammensetzung stattfinden und sich der Schmelzpunkt entlang der Schmelzlinie zu höheren Werten verschiebt. Die Erstarrung erfolgt dabei isotherm bei Fügetemperatur. Das TLP-Verfahren wird demnach eingesetzt, um die Wiederaufschmelztemperatur der Zusatzwerkstoffe zu erhöhen [44, 45] und ist zwischen dem Löt- und Diffusionsschweißverfahren anzusiedeln. Duan et. al [44, 45] haben TLP-Verbindungen aus Ti-42Al-2Cr (At.-%) mit hohem Füllgrad realisiert und zudem gezeigt, dass diese γ -TiAl-Legierung auch artfremd mit der Titanlegierung Ti6242 gefügt werden konnte. Als Zusatzwerkstoffe kamen die Folienkombinationen Cu-Ti, Ni-Ti und Fe-Ti zum Einsatz [44, 45]. Die REM-Aufnahmen in [44, 45] zeigen im Materialkontrast, wie komplex die mehrphasigen und relativ dicken Zwischenschichten aufgebaut sind. Zwar waren die angewandten Schweißtemperaturen von 1000 bis 1150 °C vergleichsweise hoch, jedoch konnten die Verbindungen mit niedrigeren Schweißdrücken hergestellt werden [44, 45].

In [46, 47] ist darüber berichtet worden, dass auf Stoßflächen von γ -TiAl-Basislegierungen vor dem Diffusionsschweißen alternierende Ti/Al- oder Ni/Al-Nanoschichten mittels eines Magnetrons aufgebaut wurden, um die Diffusionskinetik durch Ausnutzung der hohen Defektdichte in den Schichtaufbauten zu erhöhen. Beim Diffusionsschweißen reagieren die einzelnen Ti- und Al- bzw. Ni- und Al-Lagen miteinander, wobei den Diffusionsvorgang zusätzlich unterstützende Reaktionswärme freigesetzt wird [46, 47]. Statt eines Magnetrons konnten solche periodische Nanostrukturen auch durch Elektronenstrahlabscheidung aufgebracht werden [48]. Mit diesen Verfahren wurden zwar brauchbare Resultate erzielt, jedoch wird der Vorteil einer verbesserten Diffusionskinetik durch den Nachteil erkauft, dass dem Diffusionsschweißen Beschichtungsverfahren vorgeschaltet sind, wodurch sich der Aufwand zur Herstellung von γ -TiAl-Verbindungen insgesamt erhöht. Die Haltetemperaturen von 900 bis 1200 °C und Schweißdrücke von 10 bis 70 MPa [48] liegen in einem Bereich, in welchem γ -TiAl-Basislegierungen auch ohne vorherige Beschichtungsprozesse defektfrei diffusionsgeschweißt werden können. Allerdings waren die Diffusionsschweißzyklen mit 5 bis 25 Minuten vergleichsweise kurz [48].

In [47] hingegen wurde berichtet, dass für das Diffusionsschweißen der Legierung Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B mit Ni/Al-Nanoschichtaufbau die Haltezeiten zwischen 30 und 60 Minuten lagen, die Schweißtemperatur betrug 900 °C, der Schweißdruck 5 MPa. Die Schlussfolgerung in [47], wonach ein Ni/Al-Nanoschichtaufbau auf Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B-Stoßflächen eine Reduzierung der Schweißtemperatur ermöglicht, ist nicht zutreffend, wenn zum Vergleich die Arbeiten von Herrmann und Appel [32, 33] herangezogen werden. Der Unterschied beträgt lediglich 100 °C, wodurch nur wenige Minuten eingespart werden. In der Bindezone entstanden die Phasen Al_2TiNi und NiAl , wobei NiAl der Hauptbestandteil ist [47].

Hinsichtlich der Reduzierung der Bruttozykluszeiten beim Diffusionsschweißen können ähnliche Aussagen zu den in [46] dargestellten Resultaten getroffen werden. Duarte et al. [46] verfolgten das Ziel, Diffusionsschweißverbindungen aus Ti-45Al-2Cr-2Nb (At.-%) bei deutlich niedrigeren Temperaturen als 800 °C bis 1000 °C dadurch zu erzielen, indem zur Verbesserung der Diffusionskinetik die Bindeflächen mit periodischen Ti/Al-Nanoschichten mittels eines Magnetrons beschichtet wurden. Der Schweißdruck und die Haltezeit wurden auf 50 MPa bzw. 1 h festgelegt. Der Versuch mit 600 °C führte nicht zum Erfolg wegen zahlreicher Defekte in der Bindezone, welche bei 900 °C minimiert und erst bei 1000 °C vollständig beseitigt werden konnten [46].

Das Diffusionsschweißen von γ -TiAl-Basislegierungen, darunter die γ -TAB-Feingusslegierung, hat sich bewährt, weil dieses Verfahren gut beherrscht wird. In engen Parametergrenzen sind γ -TiAl-Basislegierungen artfremd mit Ti6Al4V oder Ti6242 diffusionsschweißbar. Dem γ -TiAl-Diffusionsschweißen allerdings sind Grenzen gesetzt, wenn nur unter Bedingungen fehlerfrei geschweißt werden kann, wo Kriechverformungen der Einhaltung von Bauteilmaßen und -toleranzen entgegenstehen. Das Diffusionsschweißen von γ -TiAl- und Titanlegierungen ist Stand der Forschung und Technik. In der Industrie wird dieses Verfahren in Kombination mit superplastischer Umformung angewendet [40]. In Löt- und TLP-Verfahren sind bindetechnische Alternativen zum Diffusionsschweißen von γ -TiAl-Basislegierungen zu sehen, während physikalisch-chemische Oberflächenmodifikationen von γ -TiAl-Stoßflächen aufwändig und nicht zielführend in dem Sinne sind, Bruttozykluszeiten beim Diffusionsschweißen effektiv zu reduzieren.

2.3 Reibschweißen

Eine weitere Alternative zum Diffusionsschweißen stellt das axiale Rotationsreibschweißen dar, wobei allerdings die Bedingung, dass die zu verschweißenden Bauteile rotationssymmetrisch sein müssen, eine Einschränkung bedeutet. Im Gegensatz zum Diffusionsschweißen ist das Reibschweißen stets mit lokalen plastischen Verformungen an den Stoßflächen und der Bildung von Reibgraten verbunden, des Weiteren erfolgt die Erwärmung stark lokalisiert mit hohen Aufheizraten, die erzielbaren Maximaltemperaturen sind nicht konstant [17] und die Abkühlgeschwindigkeiten sind vergleichsweise hoch. Nach einem Reibschweißvorgang müssen Reibgrate und Anlauffarben bzw. Oxidschichten beseitigt werden.

Aust und Niemann [5] wiesen darauf hin, dass eine mechanische γ -TiAl-Bearbeitung mit geometrisch bestimmter Schneide (Bohren, Fräsen, Drehen, Sägen) im Vergleich zur Bearbeitung von duktileren Werkstoffen hinsichtlich Werkzeug und Werkzeugführung mit einem deutlich höheren Aufwand verbunden ist und stets mit Rissbildung im γ -TiAl-Gefüge gerechnet werden muss. Gute Ergebnisse bei der γ -TiAl-Bearbeitung ließen sich hingegen mit Verfahren mit geometrisch unbestimmter Schneide wie Schleifen, Elektroerodieren und abrasivem Hochdruck-Wasserstrahlschneiden erzielen, wobei beim Elektroerodieren ebenfalls Risse entstehen können [5]. Die Vorteile des Reibschweißens sind bereits in Kapitel 1 genannt worden: kurze Herstelldauer, Verzicht auf Vakuum oder Schutzgase sowie einfache Handhabung.

Cramer et al. [8] berichten, dass beim Rotationsreibschweißen von Ti-48Al-1.5Cr (At.-%) (Durchmesser: 10 mm – 16 mm) lokal die T_α -Transustemperatur überschritten wurde und durch Rekristallisation sowie rasche Abkühlung eine fein-lamellare Bindezone entstanden ist. Kritisch war nach Auffassung der Autoren [8] die Abkühlphase nach dem Reibschweißen, wo thermische Spannungen entstehen und sich infolge der geringen Duktilität von Ti-48Al-1.5Cr (At.-%) Risse bilden können. Diese können gehäuft vor allem im Reibgrat auftreten und sich von dort ins Innere der Reibschweißverbindung ausbreiten [8]. Cramer et al. [8] empfehlen für das Reibschweißen von Ti-48Al-1.5Cr (At.-%) hohe Reib- und Stauchdrücke sowie längere Reibzeiten oder verringerte Umdrehungszahlen, um Randspalt und Oxide im Bereich der Bindezone gering zu halten. Die Bindezone wies eine Härte von 350HV1 auf, der Grundwerkstoff 250HV1. Im Zugversuch lieferten die Reibschweißverbindungen Kennwerte, welche denen des Grundwerkstoffes entsprachen [8].

Des Weiteren haben Cramer et al. [8] gezeigt, dass Ti-48Al-1.5Cr (At.-%) mit der Titanlegierung Ti IMI 834 reibgeschweißt werden kann. Dieser Legierung gegenüber ist Ti-48Al-1.5Cr (At.-%) warmfester, weshalb beim Reibschweißen die lokalen Verformungen dort deutlich niedriger waren als auf der Ti IMI 834-Seite. Die Reibgratbildung fand nur auf Ti-Seite statt, die γ -TiAl-Legierung wurde dagegen nur aufgestaucht. Zugfestigkeit und Dehngrenze der Reibschweißverbindungen entsprachen denen des Grundwerkstoffes [8].

Die von Bohm et al. [16] durchgeführte Machbarkeitsstudie zum artgleichen Rotationsreibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung wurde mit den Startparametern 300 MPa Reibdruck, 7 mm Reibweg, 1470 U/Min. Drehzahl, 320 MPa Stauchdruck und 2.5 s Stauchzeit begonnen. Damit wurde Bezug genommen auf die Empfehlungen von Cramer et al. [8] hinsichtlich hoher Reib- und Stauchdrücke, längerer Reibzeiten und niedrigerer Drehzahl, wobei aber keine Werte zu diesen Parametern aus [8] zu entnehmen waren. Die Autoren [16] haben aufgrund von Schätzungen anhand von Literaturdaten festgelegt, dass der Reibdruck etwa 60 % der Dehngrenze der γ -TAB-Feingusslegierung entsprechen sollte. In [17] war nachzulesen, dass der Stauchdruck höher sein sollte als der Reibdruck, um eine Homogenisierung des Stoffschlusses über den gesamten Verbindungsquerschnitt zu gewährleisten. Wegen Hohlraumbildung, unvollständiger Rekristallisation und Abriebpartikeln war die Bindequalität der mit den o.g. Reibschweißparametern hergestellten artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindung unzureichend.

Die in [16] diskutierte Variation der Reibschweißparameter zur Erzielung optimaler Bindequalitäten durchlief folgende Wertebereiche: Reibdruck: 290 bis 330 MPa; Reibweg: 7 bis 12 mm; Stauchdruck: 310 bis 590 MPa und Stauchzeit: 2 bis 6 s. Das Optimum konnten Bohm et al. [16] mit einem Reibdruck von 310 MPa, Reibweg von 10 bis 12 mm, Stauchdruck von 590 MPa und einer Stauchzeit von 6 s bei 1470 Umdrehungen pro Minute erzielen. Die Herstellungsdauer betrug 60 bis 70 s, was eine erhebliche Zeiteinsparung gegenüber dem Diffusionsschweißen dieser Legierung bedeutet. Hervorzuheben ist, dass eine Wärmebehandlung vor und/oder nach dem Reibschweißen nicht notwendig war. Das grob-lamellare Gefüge hat lokal in der Schweißnaht eine erhebliche Verfeinerung hinsichtlich Koloniegröße und Lamellenbreite erfahren. Bohm et al. [16] gingen davon aus, dass die lokale Gefügeverfeinerung auf dynamische Rekristallisation während der Verformung in der Reib-, Abbrems- und Stauchphase und der danach einsetzenden raschen Abkühlung aus dem α - über das $(\alpha+\gamma)$ - in das $(\alpha_2+\gamma)$ -Phasengebiet zurückzuführen war. Hier zeigte sich eine qualitative Übereinstimmung mit den metallographischen Ergebnissen in [8]. In Kapitel 6 wird die von Bohm et al. [16] durchgeführte Machbarkeitstudie in Kurzfassung dargestellt, welche Ausgangspunkt für die weiterführenden mechanischen und mikrostrukturellen Untersuchungen an den artgleich reibgeschweißten γ -TAB-Verbindungen war und erweitert wurde auf die Fragestellung, unter welchen Bedingungen auch artfremde γ -TAB/Ti64 Reibschweißverbindungen hergestellt werden können.

Threadgill [9] berichtete, dass die Anwendung eines linearen Reibschweißverfahrens auf die γ -TiAl-Legierung Ti-48Al-2Cr-2Nb (At.-%) zur Bildung eines lamellaren Gefüges in der Bindezone führte, wofür nicht allein Abkühlraten maßgeblich waren, sondern auch das Ausmaß plastischer Verformung während der Stauchphase. Die Härte von 260 bis 280HV5 im Grundwerkstoff stieg in der Bindezone auf 380HV5 an. Threadgill führte an, dass das Parameterfenster zur Erzielung einer defektfreien Bindezone in Ti-48Al-2Cr-2Nb beim Linearreibschweißen sehr schmal war [9], was auch für das Rotationsreibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung zutreffend war [16].

Miyashita und Hino [49] untersuchten den Einfluss unterschiedlicher Probendurchmesser (12 mm und 6 mm) auf die Bindequalität von artgleich reibgeschweißten TiAl-Legierungen. Die 12 mm-Reibschweißverbindungen zeigten unter Zugbeanspruchung Bruchversagen im Bereich des Grundwerkstoffes. Die 6 mm-Reibschweißverbindungen brachen im Zugversuch ebenfalls im Grundwerkstoff. Die Autoren [49] berichteten, dass das Parameterfenster zur Optimierung der Bindequalität in den 6 mm-Reibschweißverbindungen deutlich kleiner war als im Fall der 12 mm-Proben. Sie ermittelten an den Stoßflächen der 6 mm-Proben eine um 50 °C höhere Maximaltemperatur als bei den 12 mm-Proben. Demgemäß war die lokale plastische Verformung höher, wodurch der Bereich der rekristallisierten und faserigen Gefügestruktur nahe der Bindezone schmaler und der plastisch verformte Bereich breiter wurde. Im plastisch verformten Bereich der 6 mm-Proben haben sich während des Reibschweißprozesses interlamellare Risse gebildet [49].

Die TNM-Legierung Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (At.-%) ist artgleich gut reibschweißbar. Es wurden artgleiche Verbindungen mit einem Durchmesser von 18 mm bei 2000 Umdrehungen pro Minute mit einem Reibdruck von 600 MPa, einem Stauchdruck von 900 MPa sowie einer Reibzeit von 7 s hergestellt. In der Bindezone stellte sich ein feinkörniges Gefüge infolge dynamischer Rekristallisation ein. Im Zugversuch brachen die Reibschweißverbindungen außerhalb der Bindezone. Artfremde Verbindungen aus TNM und Stahl oder Inconel waren nur bedingt mittels Reibschweißens herstellbar. Als Grund wurde angegeben, dass die Bindequalitäten sich nicht reproduzierbar einstellen ließen [26, 27].

Appel et al. [50] haben einen Versuch beschrieben, γ -TiAl und Stahl durch Reibschweißen mit prozessintegrierter Induktionserwärmung miteinander zu verbinden. Durch simultane Nutzung von Reibungs- und Induktionswärme sollte die Reibschweißung oberhalb des spröde-duktilen Übergangsbereiches von γ -TiAl erfolgen, um zum einen dessen Neigung zu Rissbildung und zum anderen die Werkstoffbelastung beider Werkstoffe zu reduzieren. Die damit erzielten Resultate waren aus Sicht von Appel et al. [50] wegen Eigenspannungen, stahlseitiger Aufhärtung und geringer γ -TiAl-seitiger Verformung jedoch nicht zufriedenstellend. Sie empfahlen von daher die Verwendung von mit γ -TiAl kompatiblen Zusatzwerkstoffen als Zwischen- bzw. Pufferschicht aus Titan oder Nickel bzw. Stahl, wobei eine Reibschweißung auch zweistufig ausgeführt werden kann, indem im ersten Schritt Titan mit einer Zwischenschicht und diese Kombination im zweiten Schritt mit Nickel oder Stahl verbunden wird. Artfremdes Reibschweißen von unterschiedlichen Werkstoffen ist mit Asymmetrie hinsichtlich örtlicher wie zeitlicher Temperaturfelder, lokaler Plastifizierung, Längenverkürzung, Aufhärtung und Eigenspannungen verbunden [50].

In [11] ist aufgezeigt worden, welchen Effekt die Verwendung einer Zwischenschicht haben kann, um z.B. Rissbildung zu vermeiden. Lee et al. [11] stellten fest, dass das direkte Rotationsreibschweißen von Ti-47Al (Durchmesser: 20 mm, Länge: 120 mm) mit verschleißbeständigem Stahl AISI4140 (Durchmesser: 24 mm, Länge: 120 mm) zu Rissbildung in einer aus Fe-reicher γ -Phase, TiC, FeAl, Fe₂Ti bestehenden Reaktionsschicht zwischen diesen Werkstoffen führte. Stahlseitig fand in der Wärmeeinflusszone martensitische Umwandlung verbunden mit Volumenzunahme statt. Die Dicke der

Reaktionsschicht nahm mit Erhöhung der Reibzeit zu. Die Autoren ermittelten Dickenwerte von 300 μm bei 30 s und 600 μm bei 50 s Reibzeit. Die Rissanfälligkeit der Reaktionsschicht erklärten Lee et al. [11] mit der Sprödigkeit der Phasen. Die Ti-47Al/AISI4140-Reibschweißverbindungen wurden mit Reibzeiten in einem Bereich zwischen 30 s und 50 s, bei Reibdrücken von 130 MPa bis 170 MPa und Stauchdrücken von 300 MPa und 460 MPa mit einer Stauchzeit von 5 s hergestellt. Ein Reibgrat bildete sich nur auf der Stahlseite, während die γ -TiAl-Seite nahezu keine lokale Verformung erfahren hat [11].

Zur Vermeidung von Rissbildung setzten Lee et al. [11] eine Zwischenschicht aus Reinkupfer mit einer Dicke von 5 mm ein und gingen zweistufig vor. Im ersten Schritt wurde AISI4140 mit Cu reibgeschweißt und der Cu-Zusatz anschließend auf 5 mm gekürzt; Reibzeit, Stauchzeit, Reibdruck und Stauchdruck betrugen 0.5 s und 1.0 s bzw. 100 MPa und 300 MPa. Im zweiten Schritt erfolgte das Reibschweißen der AISI4140/Cu-Kombination mit Ti-47Al. Als Parameter wählten die Autoren 0.5 s Reibzeit, 1.0 s Stauchzeit, 75 MPa Reibdruck und 220 MPa bis 250 MPa Stauchdruck. Durch Verwendung der Cu-Zwischenschicht konnte die Breite der stahlseitigen Wärmeeinflusszone verringert werden. Reinkupfer hat einen niedrigen E-Modul und hohen linearen Ausdehnungskoeffizienten und ist zudem ein guter Wärmeleiter, wodurch Eigenspannungen minimiert wurden [11]. Es bildete mit dem Stahl keine spröden intermetallischen Phasen [11]. Im Außenbereich der Verbindungen wiesen die Autoren die Phasen AlCu_2Ti und TiCu_4 nach, im inneren Bereich zum Rotationszentrum hin lag nur die Phase AlCu_2Ti vor. Dies erklärten Lee et al. [11] damit, dass im Außenbereich die Temperaturen höher waren und damit Diffusionsvorgänge dort schneller abliefen als im inneren Bereich. Lee et al. [11] schränkten ein, dass die Raumtemperaturduktilität einer AISI4140/Ti-47Al-Reibschweißverbindung zwar durch den Zusatz von Cu als Zwischenschicht deutlich verbessert wird, jedoch die Zwischenschicht bei über 573 K eine Erweichung erfährt [11].

2.4 Schlussfolgerungen für die Prozessentwicklung zum γ -TAB-Reibschweißen

Ein wirtschaftliches Schweißverfahren zum Verbinden von γ -TiAl-Basislegierungen stellt das Reibschweißen dar, sowohl rotatorisch als auch linear. Im Gegensatz zum Diffusionsschweißen sind beim Reibschweißen von γ -TiAl-Legierungen Aufheiz- bzw. Abkühlraten deutlich höher und die Erwärmung auf maximale Temperaturen erfolgt stark lokalisiert, was vor allem im Hinblick auf den quasi-keramischen Zustand von γ -TiAl-Basislegierungen kritisch sein kann.

Artgleiches Reibschweißen von γ -TiAl-Basislegierungen kann im Bereich ihrer Bindeflächen zu lokalen Temperaturen führen, welche oberhalb der T_{α} -Transustemperatur liegen. Verformung, Rekristallisation und schnelle Abkühlung führen in der Bindezone zur Bildung feinkörniger Gefüge. Die Höhe der T_{α} -Transustemperatur ist abhängig von der chemischen Zusammensetzung von γ -TiAl-Basislegierungen und kann deshalb unterschiedlich sein, was sich auf die Wahl und Festlegung von Reibschweißparametern auswirken kann. Grundsätzlich ist das Reibschweißen von γ -TiAl-Basislegierungen im Bereich der Bindezone mit lokaler Aufhärtung verbunden, Dehngrenze und Zugfestigkeit der γ -TiAl-Verbindungen entsprechen denen der Grundwerkstoffe, Bruchversagen tritt außerhalb der Bindezone ein.

Die Reibgratbildung ist Folge lokaler plastischer Verformung. Wegen Reibgratbildung ist zu deren Beseitigung grundsätzlich eine mechanische Nachbearbeitung erforderlich. Wenn γ -TiAl-Basislegierungen artfremd mit vergleichsweise duktileren und weniger warmfesten Legierungen reibgeschweißt werden, dann findet Reibgratbildung nahezu einseitig verbunden mit einseitiger Längenverkürzungen statt. γ -TiAl erfährt hingegen lediglich eine Aufstauchung ohne nennenswerte Verformung. Die Bildung von Phasen in Bindezonen artfremd reibgeschweißter γ -TiAl-Verbindungen ist ein diffusionskontrollierter Vorgang, der im Außenbereich schneller abläuft als im inneren Bereich.

Die γ -TAB-Feingusslegierung ließ sich artgleich mit dem Rotationsreibschweißverfahren innerhalb enger Parametergrenzen fügen. Die Untersuchung der mechanischen und mikrostrukturellen Eigenschaften von reibgeschweißten γ -TAB-Verbindungen waren in dieser Arbeit zu vertiefen, da zu dieser Verbindung lediglich eine Machbarkeitsstudie [16] vorlag, auf die in Kapitel 6 einleitend eingegangen wird. Zum artfremden Reibschweißen von γ -TAB mit Ti6Al4V waren keine Literaturdaten verfügbar, weshalb das Rotationsreibschweißverfahren angewandt auf diese Varianten zu untersuchen und zu diskutieren war. Daraus ergab sich die Zielstellung, die Reibschweißbarkeit dieser Legierungen anhand von Reibschweißprozess und mechanischen sowie mikrostrukturellen Eigenschaften der Reibschweißverbindungen, gemäß dem in Kapitel 3 beschriebenen Arbeitsprogramm, zu untersuchen und zu diskutieren. Für die Integrität der Reibschweißverbindungen ist der Gefügestand in den Bindezonen maßgeblich und wird bestimmt durch Phasen, chemische Zusammensetzung, Gefügetyp und Mikrotextur.

2.5 Gefüge und Konstitution von γ -TiAl-Basislegierungen und der Titanlegierung Ti6Al4V

Die Eigenschaften der γ -TAB-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) (Bez.: γ -TAB) und der Titanlegierung Ti6Al4V (Bez.: Ti64) erfahren durch Anwendung des Rotationsreibschweißverfahrens lokale Veränderungen im Stoßflächenbereich gegenüber ihrem jeweiligen Ausgangszustand. In den nachfolgenden Abschnitten werden Gefüge und Konstitution von γ -TiAl und Ti6Al4V dargestellt, um den Zustand der Reibschweißnähte in den artgleichen γ -TAB- und artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen durch Vergleich mit den jeweiligen Grundwerkstoffzuständen diskutieren zu können.

2.5.1 Ausgangszustand von Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) und Ti6Al4V

Das Gefüge der heißisostatisch gepressten TiAl-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) zeigt eine grob-lamellare Morphologie und enthält die Legierungselemente Cr, Mn, Nb, Si und B [51]. Die chemische Zusammensetzung sowie die Festigkeitseigenschaften der γ -TiAl-Feingusslegierung sind aus Tabelle 2.2 ersichtlich. Das Feingussgefüge dieser Legierung ist in Bild 2.4 wiedergegeben. Die mittlere Korngröße von TiAl-Gusslegierungen wird in [52] mit 150 μm bis 400 μm angegeben. Der Begriff "Feingussgefüge" ist ein aus der Gießtechnik stammender Terminus und bedeutet, dass ein Wachsausschmelzverfahren zur Anwendung kam. Es bedeutet aber nicht, dass das Gefüge zwangsläufig feinkörnig sein muss.

Tabelle 2.2: Chemische Zusammensetzung (nominell) und Festigkeit der TiAl-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) (Angaben in At.-%) [51].

Legierung	Al	Mn+Cr+Nb	B+Si	Ti
γ -TAB	47	3.5	0.8	Rest
$R_{p0.2}$ [MPa]	500 MPa bei RT		410 MPa bei 700 °C	
R_m [MPa]	550 MPa bei RT		500 MPa bei 700 °C	

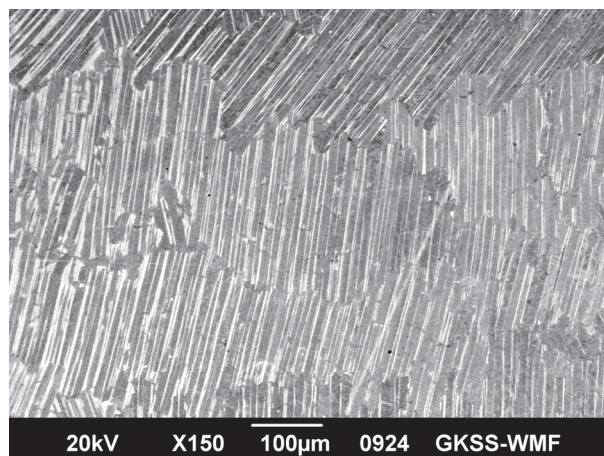


Bild 2.4: Grob-lamellares Feingussgefüge der γ -TAB-Feingusslegierung (Anm.: Rückstreuelektronenbild).

Zu den mechanischen Kennwerten ist zu sagen, dass die Messlänge der Zugproben elektrochemisch poliert war. Diese Legierung wurde im Helmholtz-Zentrum Geesthacht, Zentrum für Material- und Küstenforschung GmbH (früher: GKSS-Forschungszentrum) entwickelt und wird als γ -TAB bezeichnet. Homogenität des Feingussgefüges, Festigkeit, Duktilität sowie Oxidations- und Kriechbeständigkeit von γ -TAB wurden optimiert [51]. Infolge dieser aufeinander abgestimmten Eigenschaften wird die Feingusslegierung γ -TAB im Hinblick auf den Verwendungszweck im Hochtemperaturbereich in [51] als insgesamt ausgewogen bewertet.

Die Titanlegierung Ti6Al4V lag im geschmiedeten Zustand in Form von Rundstangen mit globularem Ausgangsgefüge vor. Die Angaben zur chemischen Zusammensetzung und zu den mechanischen Eigenschaften des geschmiedeten Ti6Al4V sind aus Tabelle 2.3 ersichtlich. Bild 2.5 zeigt das für die Legierung Ti6Al4V typische zweiphasig aufgebaute Gefüge.

Tabelle 2.3: Chemische Zusammensetzung (nominell) und Festigkeit der Legierung Ti6Al4V im geschmiedeten Zustand (Angaben in Gew.-%) [53].

Legierung	Al	V	Ti	Fe	O ₂	N ₂	C	H ₂
Ti6Al4V	6.11	4.17	Rest	0.16	0.17	0.01	0.02	0.005
R _{p0.2} [MPa]	828-917							
R _m [MPa]	895-966							
A [%]	10-16							

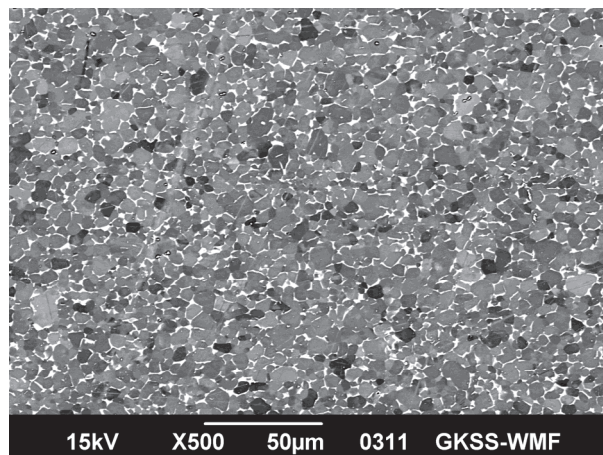


Bild 2.5: Globulares Ausgangsgefüge der Legierung Ti6Al4V im geschmiedeten Zustand. Es ist zweiphasig aufgebaut und feinkörnig (Anm.: Rückstreuelektronenbild). Die Schmiederichtung verläuft im Bild in horizontaler Richtung.

2.5.2 Eigenschaften von γ -TiAl-Basislegierungen

γ -TiAl-Basislegierungen sind zweiphasig aus γ -TiAl und einem geringeren Anteil an α_2 -Ti₃Al aufgebaut. Die γ -Phase hat eine geordnete tetragonale L1₀-Kristallstruktur, bei der die (002)-Ebenen abwechselnd mit Al- und Ti-Atomen besetzt sind, während die α_2 -Phase eine geordnete hexagonale D0₁₉-Kristallstruktur besitzt [1, 18, 54, 55]. Stöchiometrisches γ -TiAl hat ein c/a-Verhältnis von 1.015, das mit steigendem Al-Gehalt auf 1.03 ansteigt und mit abnehmendem Al-Gehalt bis auf 1.01 abfällt

[18]. Der Homogenitätsbereich der bis zum Schmelzpunkt 1450 °C geordneten γ -Phase liegt zwischen 48.5 und 66 At.-% Al [18], deren Gitterkonstanten sind $a = 0.4005$ nm und $c = 0.4070$ nm [52]. Die Gitterkonstanten für das stöchiometrische α_2 -Ti₃Al sind $c = 0.4629$ nm und $a = 0.5782$ nm [52], dessen Homogenität bewegt sich in einem Bereich zwischen 22 und 36 At.-% Al [18]. Die Sprödigkeit der α_2 -Ti₃Al-Phase wird mit fehlender Zwillingsbildung unterhalb von 900 °C sowie mit der geringen Anzahl von nur zwei unabhängigen Gleitsystemen erklärt, wodurch keine plastische Verformung senkrecht zur Basalebene möglich ist [18, 43].

Binäre γ -TiAl-Basislegierungen mit Al-Gehalten von 45 At.-% bis 47 At.-% folgen bei Abkühlung aus der Schmelze dem Reaktionspfad $L \rightarrow (L+\beta) \rightarrow \alpha \rightarrow (\alpha+\gamma) \rightarrow (\alpha_2+\gamma)$, woraus ein grob-lamellares Gefüge entsteht. Aus der Schmelze scheiden sich überwiegend dendritische Kristallite der kubisch-raumzentrierten β -Phase aus. Die β -Phase löst maximal etwa 44 At.-% Al, bei höheren Al-Gehalten führt das Wachstum der β -Kristallite zu Seigerungen. Die peritektische Umwandlung von $(L+\beta) \rightarrow \alpha$ findet etwa bei 1500 °C statt. Infolge hoher Temperatur und geringer Anzahl von Kristallisationskeimen sowie hohen Wachstumsraten bildet sich ein grobkörniges Gefüge aus ungeordneten hexagonalen α -Kristalliten. Bei Unterschreitung der α -Transus Temperatur scheidet sich die geordnete tetragonale γ -Phase in Lamellenform aus. Man geht dabei von der Vorstellung aus, dass die γ -Lamellen an Stapelfehlern erzeugt werden und sich von Korngrenzen ausgehend in das Innere der α -Kristallite ausbreiten. Das Gefüge ist dann zweiphasig aus $(\alpha+\gamma)$ aufgebaut, bei der eutektoiden Temperatur von 1125 °C wandelt sich dann die ungeordnete α - in die geordnete α_2 -Phase um. Die Umwandlung auf dem Reaktionspfad $\alpha \rightarrow (\alpha+\gamma) \rightarrow (\alpha_2+\gamma)$ überführt α -Körner in eine Kolonie von zueinander parallelen und geraden α_2 - und γ -Platten. Die Größe der α -Körner ist bestimmend für die Größe der Lamellen-Kolonie. Abhängig von der chemischen Zusammensetzung und der Abkühlgeschwindigkeit beim Gießen können die Lamellen-Kolonien Ausdehnungen bis zu einigen Millimetern aufweisen [1, 18, 55].

Der Volumenanteil der α_2 -Phase kann ebenfalls abhängig von der chemischen Zusammensetzung zwischen 2 % und 20 % liegen. Nach einer Wärmebehandlung bei der eutektoiden Temperatur ($\approx 1125 - 1150$ °C) kann der α_2 -Anteil weniger als 5 Vol.-% betragen [18]. Eine rasche Abkühlung führt zu einer direkten α - γ -Umwandlung, so dass ein massives oder martensitisches γ -Gefüge entsteht, aus einer langsamen Abkühlung resultiert ein lamellares $(\alpha_2+\gamma)$ -Gefüge [9, 18]. Sehr schnelle Abkühlung kann auch dazu führen, dass die Bildung der γ -Phase nahezu unterdrückt wird und sich dabei ein α_2 -Gefüge bildet [56]. Abkühlgeschwindigkeiten von weniger als 300 °C s⁻¹ sind beim Schmelzverbindungs-schweißen erforderlich, um abkühlbedingte Rissbildung zu vermeiden [9]. Die γ - und α_2 -Phase haben zueinander die Blackburnsche Orientierungsbeziehung $\{111\}_\gamma // \{0001\}_{\alpha_2}$ bzw. $\langle 110 \rangle_\gamma // \langle 1210 \rangle_{\alpha_2}$ [1, 18, 52, 55, 57]. Die Wirkung der α_2 -Ti₃Al-Phase besteht darin, dass sie aufgrund ihrer höheren Löslichkeit für interstitielle Verunreinigungen (wie z.B. Sauerstoff) die Verformbarkeit der γ -TiAl-Phase bei Raumtemperatur erhöht. Eine Verringerung der interstitiellen Verunreinigungen reduziert die auf Versetzungen wirkende Peierls-Kraft, wodurch die Versetzungsbeweglichkeit und Zwillingsbildung erhöht werden kann [1].

Der Einfluss der einzelnen Legierungselemente auf die Duktilität, Warmfestigkeit, Kriech- und Oxidationsbeständigkeit sowie die Gießbarkeit und Gefügestabilisierung von γ -TiAl-Basislegierungen ist u.a. in der Arbeit von Huang [58] ausführlich beschrieben worden. Die in den Reibschweißversuchen verwendete γ -TAB-Feingusslegierung enthält neben Al die Legierungselemente Mn, Cr, Nb, B und Si (s. Tabelle 2.3) [51]. Die Raumtemperaturduktilität von γ -TiAl wird mit dem Zusatz der Legierungselemente Mangan und Chrom noch weiter verbessert, was auf die Reduzierung der kovalenten Bindung zwischen Ti und Al zurückzuführen ist [1, 51]. Des Weiteren hat der Zusatz von Mn und Cr eine Absenkung der α -Transustemperatur zur Folge [1, 51]. Der Zusatz von Mn und Cr verringert zudem die Stapelfehlerenergie, was die Raumtemperaturduktilität durch verstärkte mechanische Zwillingsbildung erhöht [1, 55].

Das Legierungselement Niob ist in γ -TiAl-Basislegierungen bis zu 8-10 At.-% löslich, dessen Wirkung in der Erhöhung von Festigkeit, Kriech- und Oxidationsbeständigkeit besteht, was auf Reduzierung der Bildungsenergie planarer Defekte in der γ -Phase und der Aktivierungsenergie der Diffusion sowie der Hemmung von einwärts diffundierenden Sauerstoffionen zurückzuführen ist. Oxidschichten auf Oberflächen von binären γ -TiAl-Basislegierungen sind schichtweise von außen nach innen aus TiO_2 , Al_2O_3 mit geringen TiO_2 -Anteilen und $\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ aufgebaut. Die Einwärtsdiffusion von Sauerstoff durch eine solche Oxidschicht wird durch Substitution von Ti^{4+} -Ionen im TiO_2 durch Nb^{5+} -Ionen sowie durch Anreicherung von Nb an der Grenzfläche zwischen Oxidschicht und Metall behindert. Niob ist β -stabilisierend, d.h. der Nb-Zusatz in entsprechender Konzentration verschiebt den Bereich der β -Phase zu höheren Al-Gehalten und tieferen Temperaturen. γ -TiAl-Basislegierungen mit hohen Gehalten an Nb weisen neben der γ - und der α_2 -Phase die geordnete kubisch-raumzentrierte B2-Struktur auf [55, 59-62] auf und sind gegenüber konventionellen zweiphasigen γ -TiAl-Basislegierungen durch eine deutlich höhere Festigkeit gekennzeichnet [52]. Die geordnete kubisch-raumzentrierte B2-Struktur spielt im Fall der γ -TAB-Feingusslegierung allerdings keine Rolle.

Der Zusatz von Bor hat eine die Mikrostruktur verfeinernde und stabilisierende Wirkung beim Gießen. Bor behindert insbesondere das Kornwachstum der α -Phase während einer Wärmebehandlung nahe der α -Transustemperatur [52, 58, 63-65].

Neben der chemischen Zusammensetzung hat die Art des Gefüges auf die mechanischen Eigenschaften von γ -TiAl-Basislegierungen einen maßgeblichen Einfluss, wobei Korngröße und γ/α_2 -Phasenverteilung hierfür die bestimmenden Strukturparameter sind [1, 55]. Hinsichtlich der Gefügetypen wird zwischen Near Gamma-, Duplex-, Nearly Lamellar- und Fully Lamellar-Gefüge unterschieden [1, 55]. Diese Strukturmerkmale lassen sich durch thermomechanische Prozesse und Wärmebehandlungen gezielt einstellen, um so gewünschte mechanische Eigenschaften von γ -TiAl-Basislegierungen an den jeweiligen technischen Verwendungszweck anpassen zu können. Zur Einstellung dieser Gefügetypen wird feinkörniges Ausgangsmaterial verwendet. Es entsteht durch Primärverformung von γ -TiAl im Gusszustand (Ingot) und durch Rekristallisation nach der Verformung oder durch dynamische Rekristallisation während der Verformung [1, 18, 55].

Eine Wärmebehandlung knapp oberhalb der eutektoiden Temperatur führt zu einem Near-Gamma-Gefüge. Kennzeichnend für dieses Gefüge sind globulare, äquiaxiale γ -Körner mit der α_2 -Phase an Tripelpunkten und Korngrenzen. Das Duplex-Gefüge besteht aus nebeneinander liegenden globularen γ - und lamellaren γ/α_2 -Körnern. Es entsteht durch Wärmebehandlung in der Mitte des $(\alpha+\gamma)$ -Phasengebietes und anschließende Abkühlung auf Raumtemperatur. Eine schnelle Abkühlung hat vor allem eine sehr fein-lamellare Struktur in den γ/α_2 -Körnern des Duplex-Gefüges zur Folge. Mit steigender Temperatur im $(\alpha+\gamma)$ -Phasengebiet nimmt der Anteil an lamellaren Körnern zu. Eine Wärmebehandlung knapp unterhalb der α -Transustemperatur resultiert in ein Nearly-Lamellar-Gefüge. Eine Wärmebehandlung im α -Phasengebiet und anschließende Abkühlung auf Raumtemperatur führt zur Bildung eines Fully-Lamellar-Gefüges, welches mit dem in Bild 2.4 dargestellten Gussgefüge der γ -TAB-Feingusslegierung morphologisch ähnlich ist [1, 18, 55]. Die Geschwindigkeit der α - γ -Umwandlung während der Abkühlung wird bestimmt durch die Konstitution der γ -TiAl-Basislegierungen. So ist die Umwandlungskinetik in γ -TiAl-Basislegierungen als Vierstoffsysteme viel höher als in binären TiAl-Legierungen. Cr beispielsweise beschleunigt die Umwandlung wesentlich stärker als Mn, wie ein Vergleich zwischen Ti-48Al-2Cr-2Nb (At.-%) und Ti-48Al-2Mn-2Nb (At.-%) gezeigt hat [9]. In Bild 2.6 ist ein Ausschnitt des binären Ti-Al-Zustandsdiagramms sowie die jeweiligen Kristallkonfigurationen der γ - und α_2 -Phase dargestellt. Gezeigt werden dort die verschiedenen Temperaturbereiche, in denen die thermomechanischen Bearbeitungsprozesse des Strangpressens, Walzens, Schmiedens und Umformens sowie die Wärmebehandlungen zur Einstellung bestimmter Gefügetypen durchgeführt werden [55].

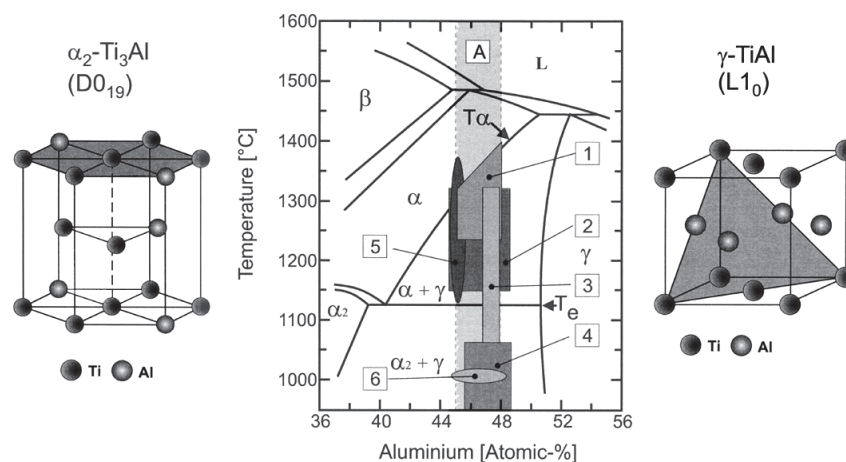


Bild 2.6: Darstellung aus [55]. Die für thermomechanische Bearbeitungsprozesse und Wärmebehandlungen wichtigen Temperaturbereiche im Zustandsdiagramm sind grau hervorgehoben; 1) Strangpressen, 2) Walzen, 3) Schmieden, 4) superplastisches und konventionelles Umformen von Blechen, 5) Wärmebehandlung zur Erzielung verschiedener Gefügetypen, 6) Wärmebehandlung zur Glättung gewalzter Bleche. T_α -Transustemperatur, T_e -eutektoiden Temperatur.

Die plastische Verformung bestimmenden Mechanismen in γ -TiAl sind mechanische Zwillingsbildung und gewöhnliche Versetzungsgleitung in den γ -Lamellen sowie an den γ/α_2 -Grenzflächen, deren durch Schubspannungen getragene Aktivität mit steigender Temperatur infolge thermischer Aktivierung zunimmt [1, 18, 52, 66]. Die Verformung findet auf den dichtest gepackten {111}-Ebenen des

tetragonalen γ -TiAl statt, zum einen über die gewöhnliche Versetzung mit dem Burgers-Vektor $b_0 = 1/2\langle -110 \rangle$ und zum anderen über die Superversetzungen mit den Burgers-Vektoren $b_{S1} = \langle -101 \rangle$ bzw. $b_{S2} = 1/2\langle -1-12 \rangle$. Bei den Superversetzungen handelt es sich um sog. Versetzungspaare, d.h. die erste Versetzung zerstört die Ordnung, die durch die zweite nachfolgende Versetzung wieder hergestellt wird [1]. Die Versetzungsgleitung ist am einfachsten über den Burgers-Vektor $b_0 = 1/2\langle -110 \rangle$. Die mechanische Zwillingsbildung erfolgt ebenfalls auf den $\{111\}$ -Gleitebenen über die Shockley-Partialversetzung mit dem Burgers-Vektor $b_3 = 1/6\langle -1-12 \rangle$ [1, 18, 52, 66]. In Bild 2.7 sind die maßgeblichen Burgersvektoren in der $L1_0$ -Struktur der γ -Phase schematisch dargestellt.

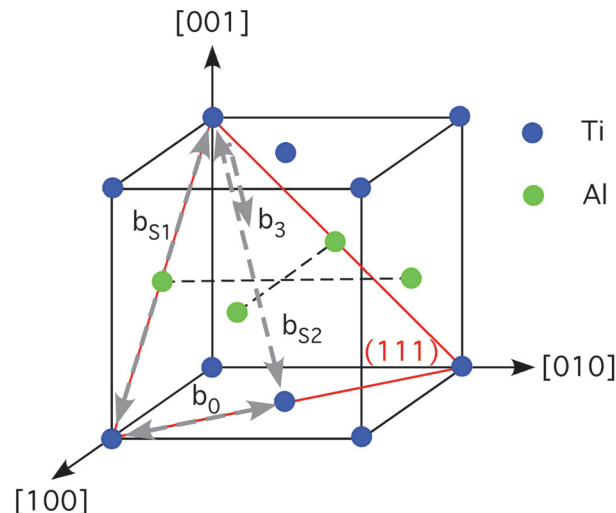


Bild 2.7: Schematische Darstellung der $L1_0$ -Struktur von γ -TiAl. $b_0 = 1/2\langle -110 \rangle$ ist der Burgersvektor einer gewöhnlich Versetzung, $b_{S1} = \langle -101 \rangle$ und $b_{S2} = 1/2\langle -1-12 \rangle$ sind die Burgersvektoren der jeweiligen Superversetzungen und $b_3 = 1/6\langle -1-12 \rangle$ ist der Burgersvektor von Shockley-Partialversetzungen für mechanische Verwilligung.

2.5.3 Eigenschaften von Ti6Al4V

Die kommerziell am weitesten verbreitete und genutzte $(\alpha+\beta)$ -Titanlegierung ist Ti6Al4V. In der Gesamtproduktion von Ti-Basiswerkstoffen nimmt Ti6Al4V einen Anteil von über 50 % ein [67]. Die α -Phase ist durch geordnete kohärente Ti_3Al -Teilchen, die β -Phase durch metastabile ω -Teilchen und feinverteilte, kleine inkohärente Ausscheidungen der α -Phase aushärtbar [67].

Aluminium (Al) gehört wie B, C, Ce, N_2 und O_2 zu den α -Stabilisatoren, die sich bevorzugt in der hex- α -Modifikation lösen und die β -Transusstemperatur erhöhen. Sauerstoff hat die Wirkung, die kohärenten Ti_3Al -Ausscheidungen zu stabilisieren [67]. Bedingt durch die hohe Affinität des Titans zu Sauerstoff bildet sich auf Titanoberflächen an Luft bereits bei Raumtemperatur eine dünne und sehr dichte Oxidschicht, die für die hohe Korrosionsbeständigkeit von Titanlegierungen ursächlich ist, wobei die Korrosionsbeständigkeit der α -Phase höher ist als die der β -Phase [67]. Der Zusatz von β -isomorphen Legierungselementen in geringen Mengen führt zu den $(\alpha+\beta)$ -Titanlegierungen, zu ihnen gehören Vanadium (V), Molybdän (Mo), Tantal (Ta) und Niob (Nb). β -Stabilisatoren senken die β -Transusstemperatur ab [67].

Die Korngröße der Titanlegierung Ti6Al4V ist mit 2 bis 30 μm sehr gering. Da sich beide Phasen im Kornwachstum gegenseitig behindern, ist ein Gefüge mit größerem Korn nicht herstellbar. Neben der chemischen Zusammensetzung ist der Zustand des Gefüges für die Eigenschaften der Legierung Ti6Al4V und andere Titanlegierungen bestimmend, der durch thermomechanische Behandlungen eingestellt wird. Unterschieden wird zwischen lamellarem, globularem und bimodalem Gefüge. Wesentlich ist hierbei die β -Transustemperatur T_β , die das β -Phasengebiet vom $(\alpha+\beta)$ -Phasengebiet trennt. Die Transustemperatur für Ti6Al4V wird mit 995 °C angegeben [67].

Ein lamellares Gefüge entsteht durch Abkühlung von Temperaturen oberhalb von T_β . Die α -Lamellen bilden sich bei Unterschreitung der β -Transustemperatur an den β -Korngrenzen und wachsen dann radial in das β -Korn. Inwieweit das Gefüge dann fein- oder grob-lamellar ist, hängt von der Abkühlgeschwindigkeit ab. Schnelles Abkühlen resultiert in einer martensitischen Umwandlung der β -Phase. Es bildet sich metastabiler Martensit mit feinnadeligem Habitus als Folge des diffusionslosen Umklappens des krz- β -Gitters in das hdp- α -Gitter. Im Gegensatz zu Stahl treten dabei keine in Versprödung resultierenden Gitterspannungen auf. Auch wenn der Härtungseffekt nicht mit martensitisch aushärtbaren Stählen vergleichbar ist, weist martensitisches Titan eine geringfügig höhere Festigkeit als α -Titan auf. Unterschieden wird zwischen dem hexagonalen α' - und dem orthorhombischen α'' -Martensit. Der orthorhombische Martensit entsteht bei Abkühlung ab 900 °C und zeichnet sich durch gute Verformbarkeit aus. Der hexagonale Martensit hat zur β -Phase die gleiche Orientierungsbeziehung wie die α -Phase. Eine nachfolgende Wärmebehandlung des metastabilen Martensits im $(\alpha+\beta)$ -Phasengebiet resultiert in ein fein-lamellares Gefüge [67].

Langsames Abkühlen aus dem β - in das $(\alpha+\beta)$ -Phasengebiet führt zu rein lamellaren Gefügen, wobei diese sich mit abnehmender Abkühlgeschwindigkeit vergrößern. Die Gefüge zeigen im Schliffbild die charakteristische Korbgeflechtstruktur. Eine Verformung und anschließende Lösungsglühbehandlung des lamellaren Ausgangsgefüges im $(\alpha+\beta)$ -Phasengebiet führt zur Bildung eines rekristallisierten, globularen Gefüges, welches dem in Bild 2.5 entspricht. Mit zunehmender Lösungsglühzeit vergrößert sich das globulare Gefüge. Der Volumenanteil der primären α -Phase wird durch die Höhe der Lösungsglühtemperatur bestimmt [67].

Ein bimodales Gefüge besteht aus globularem α eingebettet in einer Matrix aus lamellar angeordnetem α und β . Eingestellt wird ein solches Gefüge durch Lösungsglügen des verformten lamellaren oder globularen Ausgangsgefüges im $(\alpha+\beta)$ -Phasengebiet dicht unterhalb der β -Transustemperatur [67, 68]. Zweiphasige Titanlegierungen mit lamellarem Gefügebau zeichnen sich durch höhere Beständigkeit gegen Kriechverformung und Ermüdungsrisssausbreitung sowie höhere Bruchzähigkeit aus. Die hohe Bruchzähigkeit ist auf die Rissablenkung zwischen den unterschiedlich orientierten Lamellenpaketen und den Rissverlauf auf unterschiedlichen Ausbreitungsebenen zurückzuführen, was zusätzliche Energie erfordert und in einem zerklüfteten Rissfrontprofil resultiert [67]. Hingegen sind zweiphasige Titanlegierungen mit globularem Gefügebau durch höhere Dauerfestigkeiten und Bruchdehnungen gekennzeichnet und werden bei superplastischer Verformung bevorzugt, wenn das Gefüge feinkörnig und die β -Phase kontinuierlich

verteilt ist. Wegen der eingeschränkten plastischen Verformbarkeit der α -Phase können α - und $(\alpha+\beta)$ -Titanlegierungen nur bei hohen Temperaturen umgeformt werden. Mit steigendem β -Volumenanteil oder abnehmender Korngröße sinkt die Umformtemperatur [67]. Bimodale Titanlegierungen vereinen die Eigenschaften von lamellaren und globularen Titanlegierungen und werden hinsichtlich ihres mechanischen Verhaltens als sehr ausgewogen bewertet [67].

Die Titanlegierung Ti6Al4V zeigt ein ausgeprägtes superplastisches Verformungsverhalten bei Temperaturen von 800 °C und höher mit Dehnraten von 10^{-4} bis 10^{-3} s^{-1} [68]. Voraussetzung ist, dass deren Gefüge feinkörnig ist [69]. Bei superplastischer Verformung wird Ti6Al4V mit globularem Gefüge bevorzugt [67]. Im isothermen Zugversuch bei 50 % der Schmelztemperatur liefert Ti6Al4V Gleichmaßdehnungen von weit über 1000 %. Das Kornwachstum ist während langsamer superplastischer Umformung bei 900 °C begrenzt. Titanlegierungen für superplastisches Umformen haben eine Korngröße von $< 10 \text{ }\mu\text{m}$, eine globulare Kornform und sind in ihrer Mikrostruktur homogen [40]. Bei superplastischer Verformung von vielkristallinen Werkstoffen wirken Korngrenzengleitung, Kornrotation und Korngrenzendiffusion zusammen, wobei die Parameter Temperatur und Dehnungsgeschwindigkeit für die Superplastizität richtig gewählt sein müssen [40, 70].

Die Schweißbarkeit von α - und $(\alpha+\beta)$ -Titanlegierungen wird besser beurteilt als die der hochausgehärteten β -Titanlegierungen. Wegen der hohen Affinität zu Sauerstoff und Wasserstoff ist das Schweißen nur unter Schutzgasatmosphäre oder im Vakuum möglich [67]. Ti6Al4V kann mittels WIG-, Laser-, Elektronenstrahl-, Diffusions- und Reibschweißen gefügt werden [16, 71-75].

3. Arbeitsprogramm

Die zu verfolgenden Arbeitsziele lagen in zwei Richtungen: 1) Entwicklung von Parametern und Bedingungen zum artgleichen Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung und zum artfremden Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung mit der Ti6Al4V-Legierung und 2) Identifizierung der Binde- und Verformungsmechanismen, Darstellung von Gefüge-Eigenschafts-Beziehungen und Bewertung der Reibschweißbarkeit. Die Struktur des Arbeitsprogramms ist in Bild 3.1 gezeigt. Der erste Teil beinhaltete die systematische Durchführung von Reibschweißversuchen, wobei insbesondere die Reibschweißparameter Reibverkürzung (S_R), Reibdruck (P_R), Stauchdruck (P_{St}) und Stauchzeit (t_{St}) variiert wurden. Die metallographische Bewertung der Reibschweißverbindungen zur Beurteilung der Bindequalitäten erfolgte anhand des Kriteriums, wonach keine Defekte wie Poren, Porenanhäufungen, Risse und Fehlbindungen vorliegen sollten. Die Überprüfung erfolgte durch mikroskopische Untersuchungen an Schliffproben, welche aus den Reibschweißverbindungen entnommen wurden. Das Fehlen von Bindefehlern stellte gewissermaßen eine notwendige Bedingung dar. Für den Fall, dass ein Optimum gemäß dem für die Reibschweißversuche aufgestellten Kriterium nicht erzielt wurde, waren weitere Parametervariationen und unter Umständen auch die Anwendung von Wärmebehandlungen erforderlich.

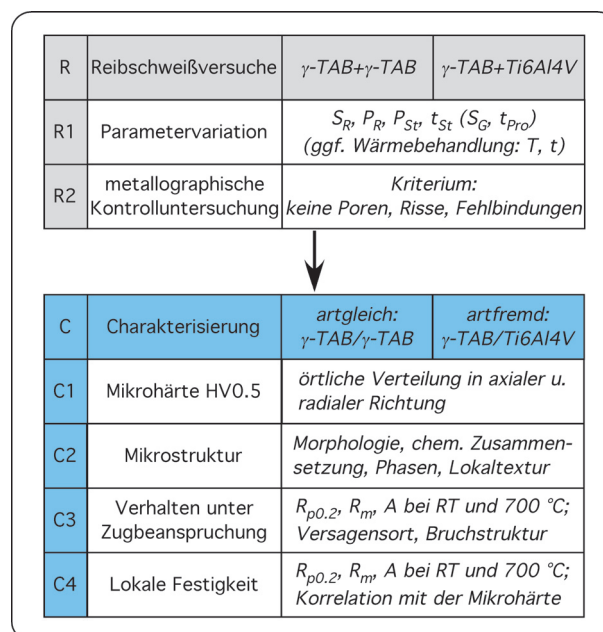


Bild 3.1: Zu erreichende Meilensteine im Arbeitsprogramm: M1: optimale Prozessbedingungen und defektfreie Verbindungen, M2: Identifizierung von Binde- und Verformungsmechanismen, Darstellung von Gefüge-Eigenschaftsbeziehungen und Bewertung der Reibschweißbarkeit.

Die Reibschweißversuche zur Herstellung der Werkstoffkombinationen aus γ -TAB/ γ -TAB, und γ -TAB/Ti6Al4V sind in Kooperation zwischen dem Helmholtz-Zentrum Geesthacht und dem Unternehmen GEA Tuchenhagen GmbH Büchen durchgeführt worden. Dahinter stand die Überlegung, die Reibschweißverbindungen praxisnah unter den dortigen industriebetrieblchen Bedingungen des Unternehmens herzustellen. Die dort betriebene Reibschweißmaschine ist zur

Durchführung von Reibschweißungen mit kontinuierlichem Antrieb ausgelegt. Die Reibschweißverbindungen waren mit relativ großen Durchmessern (25 mm), niedriger Drehzahl (max. 1500 U/min) und entsprechend hohen flächenbezogenen Kräften sowie vorgegebener Reibverkürzung herzustellen. Die Festlegung auf Probendurchmesser von 25 mm hatte ausschließlich praktische Gründe. Die bei GEA Tuchenhagen GmbH betriebene Reibschweißmaschine kann keine Proben oder Werkstücke aufnehmen, deren Durchmesser kleiner als 19 mm sind. Das Unternehmen GEA Tuchenhagen bedient sich aus Gründen von Toleranzeinhaltung und Reproduzierbarkeit dem Parameter Reibverkürzung (s_R). Weitere variierbare Reibschweißparameter waren Reibdruck (P_R), Stauchdruck (P_{St}) und Stauchzeit (t_{St}). Wegen konstruktiver Merkmale der Reibschweißmaschine (Fa. Kuka) ist das Reibschweißen von Bauteilen mit größeren Durchmessern nur mit verhältnismäßig niedrigen Drehzahlen möglich, weshalb der Hersteller der bei GEA Tuchenhagen GmbH betriebenen Reibschweißmaschine die maximale Umdrehungszahl auf 1500 U/min begrenzt hat.

Aus wirtschaftlichen Gründen sollte nach Möglichkeit auf eine Wärmebehandlung vor und/oder nach dem Reibschweißen verzichtet werden. In [16] ist gezeigt worden, dass die γ -TAB-Feingusslegierung tatsächlich ohne jede Wärmebehandlung artgleich reibgeschweißt werden konnte. Für die Kombination aus γ -TAB und Ti6Al4V war die Frage, ob hier eine Wärmebehandlung erforderlich sein würde, noch zu klären. Wegen unterschiedlicher mechanischer, physikalischer und thermischer Eigenschaften zwischen γ -TAB und Ti6Al4V waren mechanische und mikrostrukturelle Asymmetrien zu erwarten, wobei asymmetrische Eigenspannungsverteilungen sich vor allem in der Abkühlphase kritisch auf die Bindequalität auswirken können. In diesem Fall kann eine Wärmebehandlung der γ -TAB-Feingusslegierung vor und eine ofengesteuerte Abkühlung einer γ -TAB/Ti6Al4V-Verbindung nach dem Reibschweißen zu einer Reduzierung von Temperaturdifferenzen bzw. Abkühlgeschwindigkeiten führen.

Für das artgleiche Reibschweißen der Ti6Al4V-Legierung sind optimierte Parameter ermittelt worden, welche für die Durchführung der Reibschweißversuche zur Herstellung von γ -TAB/Ti6Al4V-Verbindungen herangezogen wurden, weil für den Reibschweißprozess die im Vergleich zu γ -TAB weniger warmfeste Ti6Al4V-Legierung hinsichtlich Reibgratbildung, plastischer Verformung und Längenverkürzung bestimmend war [16]. Als optimale Parameter zur Herstellung von Ti6Al4V/Ti6Al4V-Reibschweißverbindungen wurden ein Reibdruck von 250 bis 280 MPa, ein Reibweg von 3 bis 5 mm, ein Stauchdruck von 250 bis 280 MPa und eine Stauchzeit 1.3 bis 1.8 s ermittelt [16].

Die mechanische und metallographische Charakterisierung der Reibschweißverbindungen war Gegenstand des zweiten Teils des Arbeitsprogramms. Das mechanische Verhalten der Reibschweißverbindungen unter Zugbeanspruchung wurde anhand von Rundzugproben bei Raumtemperatur und 700 °C untersucht. Mittels der Zugversuche war zu prüfen, an welcher Stelle der Rundzugproben Bruchversagen eintreten würde. Hieran wurde die Mindest Erwartung geknüpft, dass im Falle eines Grenzflächenversagens im Bereich der Bindezone die Reibschweißverbindungen Kennwerte lieferten, welche denen der Grundwerkstoffe entsprachen oder im besten Fall Bruchversagen außerhalb der Bindezone eintrat (s. auch [8, 49]). Des Weiteren wurden aus den

Reibschweißverbindungen Mikroflachzugproben entnommen, welche ebenfalls bei Raumtemperatur sowie 700 °C geprüft wurden, um Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung lokal zu bestimmen. Ein Meilenstein dieser Arbeit wäre erreicht, wenn neben der Forderung nach defektfreien Reibschweißverbindungen diese im Zugversuch Kennwerte lieferten, welche mindestens denen des Grundwerkstoffes entsprächen.

Mittels Mikrohärteprüfung an entsprechend präparierten Schliffproben ließ sich örtlich genau erfassen, in welchem Gefügebereich der Reibschweißverbindungen Änderungen in der Festigkeit in axialer und radialer Richtung auftraten. Die Mikrohärteprüfung stellte damit ein Bindeglied zwischen Gefügemerkmalen und Festigkeit dar.

Einen großen Raum nahmen die Gefügeuntersuchungen mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) sowie Rückstreuungsdiffraktometrie (EBSD) und energiedispersiver Röntgenanalyse (EDX) ein. Diese wurden durchgeführt, um durch Reibschweißen induzierte Gefügeänderungen-, Binde- und Verformungsmechanismen zu beschreiben und zu identifizieren. Hierbei waren Verknüpfungen mikrostruktureller Merkmale mit mechanischen Eigenschaften zur Darstellung von Gefüge-Eigenschaft-Beziehungen anzustreben. Die angewandten Untersuchungsmethoden sind in Kapitel 5 beschrieben worden. Das Verständnis zu Bindemechanismen und Verformungsvorgängen sowie zur Auswirkung lokaler Gefügeänderungen an Grenzflächen auf die mechanischen Eigenschaften der artgleichen γ -TAB- und artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen war ein weiterer Meilenstein.

4. Mechanismen beim Reibschweißen

4.1 Phasen eines Reibschweißprozesses und Bindemechanismus

Nach Neumann und Schober [17] durchläuft ein Reibschweißprozess mit kontinuierlichem Antrieb in zeitlicher Abfolge die Einreibphase, Erwärmungs- bzw. Reibphase, Abbrems- und Verschweiß- bzw. Stauchphase (Bild 4.1). In den Reibschweißversuchen wurden Reibdruck (P_R), Reibverkürzung (S_R), Stauchdruck (P_{St}) und Stauchzeit (t_{St}) variiert, wodurch die einzelnen zeitlichen Phasen hinsichtlich Druck und Schweißtemperaturen unmittelbar beeinflusst wurden. Die Umdrehungszahl wurde hingegen in den hier durchgeführten Reibschweißversuchen konstant gehalten und auf den maximal möglichen Wert von 1500 U/min festgelegt.

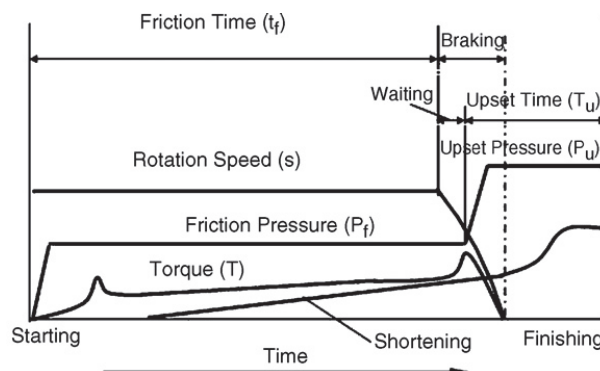


Bild 4.1: Die verschiedenen Phasen beim Reibschweißen mit kontinuierlichem Antrieb [76].

Zur Gewährleistung einer ausreichenden Relativbewegung zwischen den fest eingespannten und rotierenden Probenteilen und zur ausreichenden Energieeinbringung sind infolge der Drehzahlbegrenzung hohe flächenbezogene Kräfte wie Reibkraft und Stauchkraft erforderlich. Das maximale Dreh- oder Reibmoment M zur Erzeugung der notwendigen Wärmeenergie während der Reibphase kann nach Midling und Grong [77] mit

$$M = \int_0^R \mu P 2\pi r^2 dr = \frac{2}{3} \mu \pi P R^3. \quad (\text{Gl. 4.1})$$

abgeschätzt werden. Nach dieser Gleichung hängt die Größe M vom Reibungskoeffizienten μ , vom Gesamtradius R und von der Druckverteilung $P(r)$ über die Grenzfläche zwischen den zu fügenden Werkstoffen ab. Die Druckverteilung $P(r)$ während der Reibphase kann hier mit dem signifikanten Reibdruck P_R gleichgesetzt werden. Bei Gleichung 4.1 handelt es sich um eine Näherung, weil das Drehmoment nicht während der gesamten Reibphase zeitlich konstant ist, sondern erst mit Erreichen eines quasi-stationären Temperaturfeldes im Bereich der Grenzflächen [77].

Die während der Reibphase erzeugte Wärmeleistung q_0 hängt neben dem Reibungskoeffizienten vor allem vom Druck und der Rotationsgeschwindigkeit ab. Der Zusammenhang zwischen diesen Größen ist nach [77] gegeben durch

$$\frac{q_0}{A_{Gr}} = \frac{1}{A_{Gr}} \int_0^R \mu P v_{max} \frac{r}{R} 2\pi r dr = \frac{2}{3} \mu P v_{max} \cdot \quad (Gl. 4.2)$$

Demnach ist die auf die Grenzfläche A_{Gr} bezogene Wärmeleistung q_0 abhängig vom Reibungskoeffizienten μ , vom Gesamtradius R der rotationssymmetrischen Fügepartner, von der Druckverteilung P über die Grenzfläche zwischen den zu fügenden Proben und von der Rotationsgeschwindigkeit v_{max} der Fügeteile. Die Druckverteilung P während der Reibphase kann auch hier mit dem Reibdruck P_R gleichgesetzt werden.

Aus Gleichung 4.2 folgt, dass wegen der Drehzahlbegrenzung die maximale Rotationsgeschwindigkeit konstant und eine hinreichend hohe Wärmeleistung entsprechend nur mit dem Reibdruck erzielbar ist. Midling und Grong [77] wiesen allerdings darauf hin, dass der Reibungskoeffizient μ nicht konstant ist, sondern sich während eines Reibschweißzyklus von $\mu > 1$ auf nahezu null verändern kann, wenn in den Fügeflächen Temperaturen entstehen, welche gleich oder höher als Schmelztemperatur sind (sog. Blitztemperaturen). Für die Gleichungen 4.1 und 4.2 wurde aus Gründen der Zweckmäßigkeit ein konstanter Wert für den Reibungskoeffizienten festgelegt, indem hierfür der Quotient aus Scherspannung und Normalspannung der zu fügenden Werkstoffe gebildet wurde [77].

Die zur Bindung führenden Mechanismen sollen hier unter Bezugnahme auf die Darlegung der Autoren Neumann und Schober [17] näher beschrieben werden.

Einreibphase [17]: In der Einreibphase treten Glättungsvorgänge auf, welche infolge Abweichung von der Planparallelität der jeweiligen Fügeflächen von der Randzone ausgehen und sich dann allmählich in das Rotationszentrum fortsetzen. Hertzsche Flächenpressungen verbunden mit hohen Relativgeschwindigkeiten führen zu Einebnung von Rauigkeitsspitzen durch elastische und plastische Verformungen sowie lokales Aufschmelzen durch Auftreten sog. Blitztemperaturen. Mögliche entstandene Bindungen zwischen Rauigkeitsspitzen werden augenblicklich wieder aufgebrochen, weil durch Wärmeverluste infolge Wärmeleitung, Wärmeübergang und Wärmeabstrahlung Schmelztemperaturen nicht aufrechterhalten werden können und die Verfestigungsgeschwindigkeit höher als die Entfestigungsgeschwindigkeit ist.

In der Randzone sind die Relativgeschwindigkeiten und die Radialkräfte am höchsten (s. auch Gleichung 4.1), so dass infolgedessen die abgescheren Werkstoffteilchen ungehindert nach außen abtransportiert werden können. Die Erwärmung in den zur Stoßfläche angrenzenden tiefer liegenden Werkstoffbereichen ist noch geringfügig. In den inneren Bereichen der Stoßflächen ist der Transport von abgetrennten Teilchen wegen der geringeren Radialkräfte erschwert, wodurch diese sich zunächst auf einer Kreisringfläche anreichern. Diese Anreicherungen bewirken eine zunehmende Wärmeerzeugung verbunden mit der Entstehung eines dünnen plastischen Films abgescherter Werkstoffteilchen. Mit zunehmender Vergrößerung der Kreisringfläche vergrößern sich auch die Flächenanteile der miteinander in Kontakt gelangenden Fügeflächen, was mit einem Temperaturanstieg verbunden ist, wobei kurzzeitig und lokal die Schmelztemperatur erreicht werden

kann. Dadurch treten zunehmend Mikroschweißungen auf, welche augenblicklich aufgrund hoher Verformungsgeschwindigkeiten wieder zerstört werden. Mit dem Temperaturanstieg nimmt die Temperatur infolge von Wärmeleitung in den zur Stoßfläche angrenzenden Werkstoffbereichen zu, wodurch die Torsionsverformungsgeschwindigkeit der in plastischer Verformung befindlichen Werkstoffbereiche sich ohne nennenswerten Abfall der Schubspannung verringert. Diese Vorgänge in der Einreibphase bewirken eine Erhöhung des Reibmomentes bis zu seinem Maximum und eine starke Zunahme der Temperatur, wo die Einreibphase in die Erwärmungsphase übergeht. In diesem Stadium ist die Verfestigungsgeschwindigkeit niedriger als die Entfestigungsgeschwindigkeit, so dass das Reibmoment nicht weiter ansteigen kann [17].

Erwärmungsphase [17]: Beim Übergang von der Einreib- in die Erwärmungsphase steigt die Temperatur in der Kreisringfläche weiter an, was ein Herausdrücken stark verformten Materials in kältere Regionen der Reibfläche bewirkt. Daraus resultiert eine unmittelbare Abkühlung des plastischen Werkstoffs, wodurch wieder eine intensive Reibung erzeugt wird und eine Verbreiterung der Kreisringfläche in Richtung Rotationszentrum stattfindet, wobei der Reibkontakt nichtrotationssymmetrisch sein kann und demzufolge Radialschwingungen auftreten können.

Die Verbreiterung dieser Kreisringfläche ist mit Erreichen des Rotationszentrums abgeschlossen, wodurch sich eine Kreisfläche bildet, welche sich dann langsam in Richtung Randzone ausbreitet. Dies führt zu einem Temperatúrausgleich über die Stoßflächen in radialer Richtung, was nach Schober und Neumann [17] durch den sog. Selbstregelungseffekt unterstützt wird. Demnach wird in weniger plastischem Werkstoff durch höhere Verformungsarbeit mehr Wärme erzeugt und ein höherer Temperaturanstieg bewirkt als umgekehrt. In den Randzonen liegt kein signifikanter Reibkontakt vor, weil dort der Werkstoff durch seine Plastizität und geringe Verformungsbehinderung ausweichen kann. Die Reibgratbildung setzt ein, wenn Temperatur und Dicke der hochplastischen Werkstoffschicht soweit angestiegen sind, dass durch sie keine Übertragung der Axialkraft stattfinden kann und plastifiziertes Material nach außen gedrückt wird. Die Dicke der hochplastischen Schicht nimmt dadurch wieder ab und kältere Werkstoffzonen kommen in intensiven Reibkontakt, wodurch sie wieder aufgeheizt, stärker plastisch verformt und wiederholt in den Reibgrat verdrängt werden. Temperaturerhöhung, Temperatúrausgleich und Selbstregelungseffekt führen in der Reibfläche zu einer Wärmesättigung und zu einem Abfall des Reibmomentes. Der Reibmomentenabfall ist auch mit der Verringerung des Reibungskoeffizienten μ zu erklären [17].

Mit Erreichen eines quasistationären Temperaturfeldes sind das Reibmoment und die Reibverkürzungsgeschwindigkeit nahezu konstant. Der Stoffschluss zwischen den zu fügenden Werkstoffen wird bereits in dieser Phase mit dem Übergang von der äußeren zur inneren Reibung einschließlich der Reibung durch Warmtorsion hergestellt, wobei sich ändernde Verfestigungs- und Entfestigungsgeschwindigkeit im Gleichgewicht befinden. Allerdings ist der Stoffschluss noch nicht homogen. Bei ausreichender Erwärmung der zu fügenden Werkstoffe in axialer Richtung endet die Erwärmungsphase [17]. In den hier durchgeführten Reibschweißversuchen war das Ende der Reib- oder Erwärmungsphase durch die Festlegung der Reibverkürzung S_R vorgegeben. Die Erwärmung in

axialer Richtung wird neben dem Reibdruck P_R auch durch die Reibverkürzung S_R bestimmt, weil in diese unter kinematischen Gesichtspunkten die Reibzeit eingeht [17].

Abbremsphase [17]: Die Abbremsung, d.h. Verminderung der Drehzahl unter Beibehaltung des Reibdruckes, führt zu einem Ansteigen der Scherfestigkeit verbunden mit einer Verringerung der Verformungsgeschwindigkeit sowie einem Temperaturabfall durch Verlust des Selbstregelungseffektes. Der Reibmoment nimmt infolgedessen zu und erreicht sein zweites Maximum, wodurch zur Stoßfläche angrenzende tiefer liegende Werkstoffbereiche zunehmend verformt werden. Aus der Abbremsung resultiert eine weitere Zunahme der Verkürzungsgeschwindigkeit, wodurch Werkstoff aus den inneren Bereichen der Reibfläche in den Reibgrat transportiert wird, was zu einem kurzzeitigen Temperaturanstieg führt. Die bis zur vollständigen Abbremsung noch vorhandene Rotationsenergie in der Spindel ist jedoch nicht mehr ausreichend, um die bisherige Temperatur aufrechtzuerhalten, so dass dadurch die Scherfestigkeit der Werkstoffe noch weiter ansteigt und die Torsionsverformung in größeren axialen Bereichen wirksam wird [17].

Verschweißphase [17]: Die Homogenisierung des Stoffschlusses über den gesamten Verbindungsquerschnitt wird durch den Stauchdruck P_{St} erreicht, der höher ist als der Reibdruck P_R . In den Reibschweißversuchen wurde der Reibdruck zum Endzeitpunkt der Abbremsphase auf den Stauchdruck erhöht. Durch diesen Druckanstieg erfährt die Verkürzungsgeschwindigkeit eine weitere Zunahme. Die Homogenisierung kommt dadurch zustande, dass insbesondere der geringere Reibkontakt und damit der unzureichende Stoffschluss in der Randzone durch den Stauchdruck beseitigt werden. Der Reibschweißvorgang findet in der Verschweiß- bzw. Stauchphase seinen Abschluss, womit auch die dynamischen Entfestigungsvorgänge enden, die während des gesamten Prozesses aktivierten Diffusionsprozesse kommen nach Neumann und Schober [17] noch nicht zum Erliegen. Die Dauer der Stauchphase wird durch Vorgabe der Stauchzeit t_{St} festgelegt. Statische Rekristallisation, Kristallerholung und Kriechvorgänge während der Abkühlung führen zu einem Abbau der Eigenspannungen [17].

Der Reibschweißprozess wurde so geführt, dass nach Ende der Reibphase der Abbremsvorgang unter Beibehaltung des Reibdruckes aktiviert wurde und erst mit dem Stillstand der Spindel der Übergang in die Stauchphase erfolgt ist, bei dem der Reibdruckwert auf den Stauchdruckwert erhöht wurde. Bei diesem Übergang fand eine Stauchverkürzung bis zum Ablauf der vorgegebenen Stauchzeit statt. In diesem Ablauf erfuhren die γ -TAB- und Ti6Al4V-Reibschweißproben eine Reibdruck- und Scherbeanspruchung in der Reibphase, eine Reibdruck- und Torsionsbeanspruchung in der Abbremsphase und schließlich eine Stauchdruckbeanspruchung in der Stauchphase.

- Im vollständig verformten Bereich $Z_{cs} \leq Z \leq Z_{pl}$ wird die Verformung zum Teil bestimmt durch die Rotationsgeschwindigkeit und zum Teil durch die Radial- und Axialgeschwindigkeit v_r und v_z . In diesem Gefügebereich erfolgt die Akkomodation der Dehnrate durch Kristallerholung oder Rekristallisation [77].
- Im teilweise verformten Bereich $Z_{pl} \leq Z \leq Z_{pd}$ sind Radial- und Axialgeschwindigkeit v_r und v_z die plastische Verformung bestimmenden Geschwindigkeitskomponenten. Dort findet keine Akkomodation durch Kristallerholung oder Rekristallisation statt [77].
- Der unverformte Bereich ($Z \geq h$) hat praktisch die Wirkung eines "Druckstempels", welcher die Verformungsvorgänge unterstützt [77].

Radial-, Rotations- und Axialgeschwindigkeit v_r , v_θ und v_z sind nach [77] gegeben durch

$$v_r = v_0 \frac{(\rho_L + 1)}{\rho_L} \frac{r}{2h} \left(1 - \left(\frac{Z}{h} \right)^{\rho_L} \right) \text{ für } Z \leq h, \quad (\text{Gl. 4.3a})$$

$$v_\theta = \omega r \left(1 - \left(\frac{Z}{Z_{pl}} \right)^\xi \right) \text{ für } Z \leq Z_{pl} \text{ und} \quad (\text{Gl. 4.3b})$$

$$v_z = -v_0 + v_0 \frac{(\rho_L + 1)}{\rho_L} \left(1 - \frac{1}{(\rho_L + 1)} - \left(\frac{Z}{h} \right) + \frac{1}{(\rho_L + 1)} \left(\frac{Z}{h} \right)^{\rho_L} \right), \quad (\text{Gl. 4.3c})$$

wobei v_0 die Verkürzungsgeschwindigkeit einer Reibschweißprobe ist. Aus diesen Geschwindigkeitskomponenten ergeben sich die Komponenten für die Dehnraten zu

$$\dot{\epsilon}_{rr} = v_0 \frac{(\rho_L + 1)}{2\rho_L h} \left(1 - \left(\frac{Z}{h} \right)^{\rho_L} \right), \quad (\text{Gl. 4.4a})$$

$$\dot{\epsilon}_{\theta\theta} = \dot{\epsilon}_{rr} = -\frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{zz}, \quad (\text{Gl. 4.4b})$$

$$\dot{\epsilon}_{zz} = v_0 \frac{(\rho_L + 1)}{\rho_L h} \left(\left(\frac{Z}{h} \right)^{\rho_L} - 1 \right), \quad (\text{Gl. 4.4c})$$

$$\dot{\epsilon}_{rz} = -\frac{1}{4} v_0 (\rho_L + 1) \frac{r}{h^2} \left(\frac{Z}{h} \right)^{\rho_L - 1}, \quad (\text{Gl. 4.4d})$$

$$\dot{\epsilon}_{z\theta} = -\frac{1}{2} \omega r \frac{\xi}{Z_{pl}} \left(\frac{Z}{Z_{pl}} \right)^{\xi - 1} \text{ und} \quad (\text{Gl. 4.4e})$$

$$\dot{\epsilon}_{r\theta} = 0. \quad (\text{Gl. 4.4f})$$

In die dimensionslose Größe ρ_L geht die Reibgratlänge L bei $Z = 0$ ein sowie die gesamte axiale Verkürzungsgeschwindigkeit v_0 und die Gesamtprozessdauer t_{Pr} . Bestimmend für die Reibgratlänge L ist die Radialgeschwindigkeit v_r nach Gleichung 4.3a. Nach [77] wird der ρ -Term gemäß

$$L = \int_0^{t_{Pr}} v_r(Z=0) dt = v_0 \frac{(\rho_L + 1)}{\rho_L} \frac{r}{2h} t_{Pr} \Rightarrow \rho_L = \frac{v_0 t_{Pr}}{2Lh - v_0 t_{Pr}} \quad (\text{Gl. 4.5})$$

berechnet. Die Reibgratbildung während eines Reibschweißprozesses ist im Wesentlichen ein radialer Verformungsvorgang. Der ξ -Term in Gleichung 4.3b bestimmt Höhe und Verlauf der Z -abhängigen Rotationsgeschwindigkeit v_θ . Mit $U = 1500 \text{ min}^{-1}$, $Z_{pl} = 1.079 \text{ mm}$ und $r = 8.5 \text{ mm}$ ergibt sich die in Bild 4.3 gezeigte örtliche Verteilung der Rotationsgeschwindigkeit für verschiedene Werte des ξ -Terms.

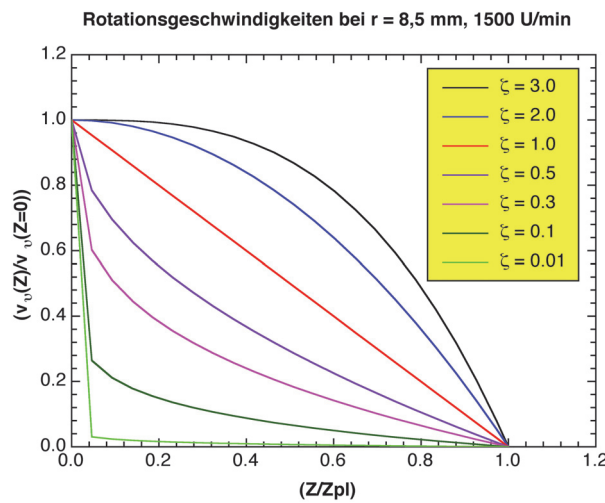


Bild 4.3: Nach Gleichung 4.3b berechnete Rotationsgeschwindigkeiten als Funktion des Ortes für verschiedene Werte des ξ -Terms.

Midling und Grong [77] haben für die Al-Legierung AA6082-T6 den Wert von $\xi = 0.1$ festgesetzt, da die Rotationsgeschwindigkeit innerhalb der plastisch verformten und erweichten Zone im Bereich $0 \leq Z \leq Z_{pl}$ rasch abfallen muss. Die Reibgratlänge L , die Breite der plastisch verformten Zone Z_{pl} , der teilweise plastisch verformten Zone Z_{pd} und der unverformten Zone Z_{ud} lassen sich durch Ausmessen metallographisch bestimmen. Der maximale Radius $r = R$ betrug bei allen Verbindungen $R = 12.5 \text{ mm}$. Die Größen zur Berechnung der Rotationsgeschwindigkeiten mit $U = 1500 \text{ min}^{-1}$, $Z_{pl} = 1.079 \text{ mm}$ und $r = 8.5 \text{ mm}$ wurden hier nicht willkürlich gewählt, sondern stammen aus der Festlegung von Messpositionen auf einer artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindung, an welchen EDX- und EBSD-Analysen durchgeführt wurden (s. Kap. 6). Die mittlere Dehnraten geben die Autoren [77] mit

$$\dot{\epsilon} = \sqrt{\frac{2}{3} (\dot{\epsilon}_{rr}^2 + \dot{\epsilon}_{\theta\theta}^2 + \dot{\epsilon}_{zz}^2)} + \frac{4}{3} (\dot{\epsilon}_{rz}^2 + \dot{\epsilon}_{r\theta}^2 + \dot{\epsilon}_{z\theta}^2) \quad (\text{Gl. 4.6})$$

an. Wegen $v_\theta \gg v_r$ wird die plastisch verformte Zone der Breite Z_{pl} durch die Rotationsgeschwindigkeit beeinflusst, was in Gleichung 4.6 durch den Term $\dot{\epsilon}_{z\theta}$ zum Ausdruck kommt. Die übrigen Dehnraten

in Gleichung 4.6 werden bestimmt durch die axiale Verschiebungsrates und kommen hauptsächlich innerhalb des Bereiches $Z_{pl} \leq Z \leq h$ zum Tragen [77]. Die Gleichungen sind gültig für jene Reibschweißphase, in welcher die Reibschweißtemperatur maximale Werte erreicht hat [77]. Die mittleren Dehnraten nach Gleichung 4.6 sind gewissermaßen temperaturkompensiert.

4.3 Prozesstemperaturen beim Reibschweißen

Nach dem Rykalin-Modell der momentanen Flächenquelle in einem Stab kann die örtliche und zeitliche Temperaturverteilung in den zylindrischen Reibschweißproben gemäß

$$T_{\max} - T_0 = \frac{q_0}{A_{Gr} \rho c \sqrt{4\pi a t}} \exp\left(\frac{-Z^2}{4at}\right) \quad (\text{Gl. 4.7})$$

abgeschätzt werden [77, 78]. Darin sind ρ die Dichte, c die Wärmekapazität, a die Temperaturleitzahl, t die Zeit und Z die Ortsvariable in axialer Richtung. Die auf die Stoßfläche A_{Gr} der Reibschweißproben bezogene Wärmeleistung q_0 wird als Flächenintensität bzw. Leistungsdichte q_0/A_{Gr} bezeichnet. Midling und Grong [77] wiesen darauf hin, dass zur tatsächlichen Verteilung der Wärme über die Stoßflächen keine allgemeingültigen Aussagen getroffen werden können. Zur Wärmeentwicklung tragen nach [79] auch lokale plastische Verformungen bei. Die infolge plastischer Verformung freigesetzte Wärmeleistung wurden von Hazman et al. [79] mit

$$\frac{dQ_{pl}}{dt} = v \cdot \bar{\sigma} \cdot \frac{d\bar{\epsilon}}{dt} \quad (\text{Gl. 4.8})$$

angegeben, wobei der Parameter v ein Maß für den thermischen Wirkungsgrad der plastischen Verformung, $\bar{\sigma}$ die äquivalente Spannung und $d\bar{\epsilon}/dt$ die äquivalente Dehnungsgeschwindigkeit ist. Die durch plastische Verformung geleistete Arbeit wird überwiegend in Wärme umgewandelt und nur ein geringer Anteil wird in Leerstellen und Versetzungen gespeichert. Der Wirkungsgrad v wird hierbei von den Autoren [79] mit 0.9 angegeben.

Midling und Grong [77] unterteilten einen Temperaturzyklus beim Reibschweißen in Aufheiz-, stationäres und Abkühlstadium. Während des stationären Stadiums soll die erreichte Maximaltemperatur T_{\max} konstant sein, da die von Reibschweißproben abgegebene Wärme an die Umgebung gleich der infolge Reibung zugeführten Wärme ist. Hierbei nahmen die Autoren [77] an, dass die Maximaltemperatur T_{\max} nahe an der Schmelztemperatur liegen kann, zumal an den Stoßflächen lokale Aufschmelzungen auftreten können (Blitztemperaturen) [17]. Für die jeweiligen Stadien entwickelten Midling und Grong Temperaturfeldgleichungen, wobei sie vom Ansatz des Rykalin-Modells der momentanen Flächenquelle in einem Stab (Gleichung 4.7) ausgingen. Für die vorliegende Arbeit war die örtliche Temperaturverteilung am Ende eines Reibschweißprozesses zum Zeitpunkt $t = t_s$ von Interesse, da diese für Gefügereaktionen und für die Breite der thermomechanisch beeinflussten Zone (TMBZ) in den Reibschweißverbindungen bestimmend war. Die Feldgleichung für

die Abkühlphase gaben Midling und Grong [77] mit

$$T - T_0 = \frac{q_0 \sqrt{t_h / t_s}}{A_{Gr} \rho c \sqrt{\pi a}} \left\{ \sqrt{t} \left[\exp\left(\frac{-Z^2}{4at}\right) - \left(\frac{\sqrt{\pi Z}}{\sqrt{4at}}\right) \operatorname{erfc}\left(\frac{Z}{\sqrt{4at}}\right) \right] - \sqrt{(t - t_s)} \left[\exp\left(\frac{-Z^2}{4a(t - t_s)}\right) - \left(\frac{\sqrt{\pi Z}}{\sqrt{4a(t - t_s)}}\right) \operatorname{erfc}\left(\frac{Z}{\sqrt{4a(t - t_s)}}\right) \right] \right\}, t \geq t_s \quad (\text{Abkühlphase}) \quad (\text{Gl. 4.9})$$

an. Bei der Handhabung von Gleichung 4.9 wurde von der Annahme ausgegangen, dass durch den von Schober und Neumann [17] erläuterten Selbstregelungseffekt ein Temperatenausgleich über die Stoßflächen erfolgt, was durch metallographische Untersuchungen zu verifizieren war. Die in einem Reibschweißprozess erzielte Maximaltemperatur T_{\max} sowie auch die Übergangstemperaturen T_α und $T_{(\alpha+\gamma)}$ wurden basierend auf EDX- und EBSD-Analysen aus einem binären Ti-Al-Zustandsdiagramm entnommen. Die Berechnung der Leistungsdichte q_0/A_{Gr} erfolgte mit Hilfe von Gleichung 4.2. Der Reibungskoeffizient μ , in [77] definiert als Quotient aus Scherspannung τ und Dehngrenze $R_{p0.2}$, ist $\mu_{\gamma-TAB} = 0.91$ für die γ -TAB-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) [30, 51] und $\mu_{Ti6Al4V} = 0.28$ für die Titanlegierung Ti6Al4V [80].

Die Kennwerte für Dichte ρ , spezifische Wärme c und Temperaturleitzahl a zeigen eine starke Temperaturabhängigkeit und sind bei γ -TiAl-Basislegierungen abhängig von ihrer jeweiligen chemischen Zusammensetzung [81, 82]. Die thermophysikalischen Daten der γ -TAB-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) wurden intern am Helmholtz-Zentrum Geesthacht ermittelt. Als Konstanten wurden Mittelwerte in den in [81, 82] betrachteten Temperaturbereichen zugrunde gelegt, was auch in [78] empfohlen wird. In Tabelle 4.1 sind diese Konstanten für die γ -TiAl-Gusslegierung Ti-47Al-4(Nb, W, B), die γ -TAB-Feingusslegierung und die Titanlegierung Ti6Al4V [81] zusammengefasst.

Tabelle 4.1: Mittelwerte für die Dichte ρ , die spezifische Wärme c , der Wärmeleitfähigkeit λ und der Temperaturleitzahl a [95, 96]. Angaben zur γ -TAB-Feingusslegierung von M. Oehring (HZG, WPM).

Kennwerte	Ti-47Al-4(Nb, W, B) [81]	γ -TAB	Ti6Al4V [81, 82]
λ [W·mm ⁻¹ ·K ⁻¹]	0.022 (100 °C – 900 °C)	0.022	0.013 (250 °C – 800 °C)
c [J·g ⁻¹ ·K ⁻¹]	0.70 (20 °C – 900 °C)	0.658 bei 25 °C 0.819 bei 752 °C 0.883 bei 1480 °C	0.58 (250 °C – 800 °C)
ρ [g·mm ⁻³]	0.004095 (21.5 °C – 1300 °C)	0.003960	0.004429
a [mm ² ·s ⁻¹]	7.675	6.783	5.061

4.4 Ermittlung von Diffusionskoeffizienten und Aktivierungsenergie

Lee et al. [11] stellten fest, dass beim artfremdem Reibschweißen der γ -TiAl-Legierung Ti-47Al mit verschleißbeständigem Stahl AISI4140 die Temperaturen im Außenbereich höher waren und damit Diffusionsvorgänge dort schneller abliefen als im inneren Bereich. Dieser Hinweis aus [11] war für die Reibschweißversuche zum artfremden Verbinden der γ -TAB-Feingusslegierung mit der Legierung Ti6Al4V von Relevanz und wurde zum Anlass genommen, Diffusionsschweißversuche durchzuführen, in welchen die Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B-Legierung mit Ti6Al4V verbunden wurde, um zu Vergleichszwecken Diffusionskoeffizienten und Aktivierungsenergie zu bestimmen.

Der Durchmesser der zylindrischen Proben betrug 25 mm. Anzumerken ist hier, dass für die Diffusionsschweißversuche nicht mehr ausreichend γ -TAB zur Verfügung stand, so dass hierfür alternativ die TNB-Legierung Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B zum Einsatz kam, die auch von den Autoren von [28] für Laserschweißversuche verwendet wurde. In Tabelle 4.2 sind die Diffusionsschweißparameter zusammengefasst. Haltezeit und Schweißdruck wurden in allen vier Versuchen konstant gehalten, während die Temperatur in Schritten von 50 °C in einem Bereich von 800 bis 950 °C variiert wurde.

Tabelle 4.2: Diffusionsschweißparameter zum Verbinden der TNB-Legierung Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B mit der klassischen Legierung Ti6Al4V.

Probe	Temperatur [°C]	Druck [MPa]	Zeit [min]
#10-DB-T5Z2S	950	60	45
#12-DB-T5Z2S	900	60	45
#15-DB-T5Z2S	850	60	45
#17-DB-T5Z2S	800	60	45

Der experimentelle Vorteil des Diffusionsschweißens bestand darin, dass sich die mit geringer Last beanspruchten Diffusionsschweißproben während der Haltephase im thermischen Gleichgewichtszustand befanden verbunden mit vollständiger Erwärmung im gesamten Probenvolumen, so dass sich an den Stoßflächen zwischen Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B und Ti6Al4V eine Reaktionsschicht aus α_2 -Ti₃Al über den gesamten Probenquerschnitt gleichmäßig ausbilden konnte. Das Wachstum einer Schicht der Dicke x folgt dem parabolischen Zeitgesetz gemäß

$$x^2 = 2Dt \text{ oder } x = \sqrt{2Dt}, \quad (\text{Gl. 4.10})$$

das sich aus den Fickschen Diffusionsgesetzen ableitet, mit denen der Stoffmengentransport mathematisch beschrieben wird. Der Zusammenhang zwischen dem Diffusionskoeffizienten D und der absoluten Temperatur T wird durch die Arrhenius-Funktion

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{R_m T}\right) \quad (\text{Gl. 4.11})$$

beschrieben. Darin sind D_0 der Frequenzfaktor, R_m die universelle Gaskonstante ($8.319 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) und Q die Aktivierungsenergie für Diffusion. Die Schichtdickenbestimmung erfolgte durch geometrisches Ausmessen anhand von REM-Bildern und EDX-Linienprofilen, welche die Bindezone im Rückstreuелектроненконтраст zeigen. Weil die Temperatur den stärksten Einfluss auf die Diffusion hat, wurden die Diffusionsschweißversuche bei verschiedenen, an der Diffusionsschweißanlage vorgegebenen Temperaturen T mit konstanter Haltezeit t und konstantem Schweißdruck P durchgeführt.

In Bild 4.4a ist ein EDX-Linienprofil für Al und Ti in der Diffusionsschweißprobe #10-DB-T5Z2S ($950^\circ\text{C}/60\text{MPa}/45 \text{ Min.}$) dargestellt und entspricht qualitativ den Ausführungen in [12, 36, 37]. Der Änderungsverlauf entspricht in etwa der Dicke der Reaktionsschicht aus $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$, die hier im Linienschnitt $4.08 \mu\text{m}$ betrug. Die geometrische Vermessung der Schichtdicke entlang der Stoßfläche ergaben Einzelwerte von $3.22 \mu\text{m}$ bis $4.03 \mu\text{m}$ (Bilder 4.4b und 4.4c), woraus der Mittelwert für die Schichtdicke berechnet wurde. Im Fall der Diffusionsschweißverbindung #10-DB-T5Z2S betrug dieser $3.82 \mu\text{m}$. Diese Vorgehensweise wurde durchgängig auf die übrigen Diffusionsschweißverbindungen angewendet. Die gemittelten Schichtdickenwerte sowie die nach Gleichung 4.10 berechneten Diffusionskoeffizienten D sind aus Tabelle 4.3 ersichtlich.

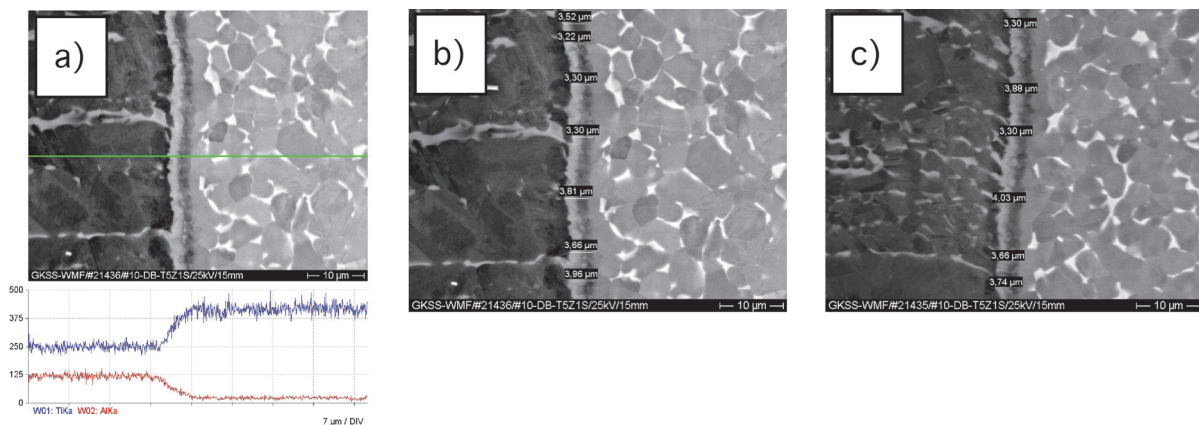


Bild 4.4: a) Ti- und Al-Profil in der Diffusionsschweißprobe #10-DB-T5Z2S, b) und c) geometrische Schichtdickenmessung bei verschiedenen Positionen.

Tabelle 4.3: Schichtdickenwerte x und nach Gleichung 7.5 berechnete Diffusionskoeffizienten D .

$x [\mu\text{m}]$	$\theta [^\circ\text{C}]$	$T [\text{K}]$	$2t [\text{s}]$	$D [\text{m}^2 \text{s}^{-1}]$
3.82	950	1223	5400	$2.70 \cdot 10^{-15}$
3.81	900	1173	5400	$2.69 \cdot 10^{-15}$
2.28	850	1123	5400	$9.63 \cdot 10^{-16}$
1.05	800	1073	5400	$2.04 \cdot 10^{-16}$

Die Frage, warum die Schichtdicke in der mit 950°C diffusionsgeschweißten Probe #10-DB-T5Z2S so gering ausfällt, konnte nicht abschließend geklärt werden. Die Auftragung des Diffusionskoeffizienten D über die inverse Temperatur geht aus Bild 4.5 hervor.

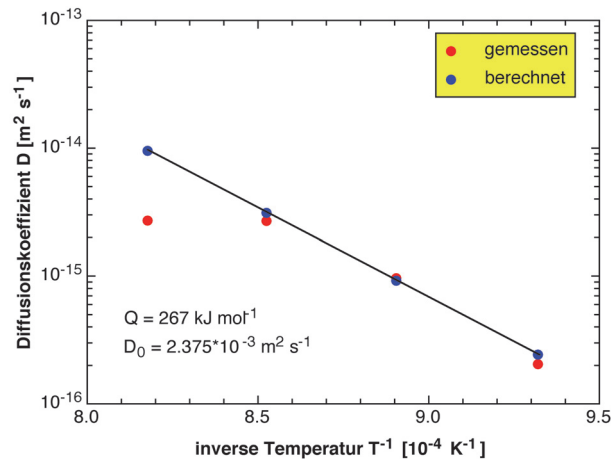


Bild 4.5: Die zur Bildung der Diffusionsschicht aus $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ zwischen $\text{Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B}$ und Ti6Al4V benötigte Aktivierungsenergie beträgt 267 kJ/mol.

Der Frequenzfaktor D_0 und die für Platzwechselvorgänge erforderliche Aktivierungsenergie Q wurden durch Logarithmieren von Gleichung 4.11 gemäß

$$\log D = \log D_0 - \frac{Q}{19.150} \cdot \frac{1}{T} \quad (\text{Gl. 4.12})$$

graphisch ermittelt und führte auf $Q = 267 \text{ kJ/mol}$ (entspricht 2.767 eV) und $D_0 = 2.375 \cdot 10^{-3} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$. Die Größenordnung der hier ermittelten Werte ist mit denen in Tabelle 2.1 [39] vergleichbar. Allerdings ist hierbei zu beachten, dass an der Interdiffusion verschiedene Atomsorten beteiligt sind. Dies bedeutet im Fall der Interdiffusion, dass der Interdiffusionskoeffizient D durch partielle Diffusionskoeffizienten D_i und Molenbrüche v_i der an der Interdiffusion beteiligten Atomsorte i mit der jeweiligen Konzentration C_i beschrieben werden muss. Dies geschieht mit der Darken-Gleichung, die die Form

$$D = \sum_{i=1}^n D_i \cdot v_i, \text{ mit } v_i = \frac{C_i}{C} \text{ und } D_i = D_{0i} \cdot \exp\left(-\frac{Q_i}{R_m T}\right) \quad (\text{Gl. 4.13})$$

hat. Hohe Bindungsenergien sowie Erhaltung der Ordnungstruktur der γ -Phase (und α_2 -Phase) in intermetallischen γ -TiAl-Basislegierungen erschweren die Diffusion von Ti und Al, was zu hohen Diffusionsenergien und bedingt durch die Anisotropie der jeweiligen Phasen auch zu anisotropen Diffusionskoeffizienten führt. Die Erhaltung der geordneten tetragonalen L1_0 -Kristallstruktur wird dadurch gewährleistet, dass sich eine Leerstelle innerhalb der (002)-Ebenen bewegt, die abwechselnd mit Al- und Ti-Atomen besetzt sind, was mit einem geringeren Energieaufwand verbunden ist als bei einem Leerstellensprung entlang der c-Achse über die jeweiligen Ebenen hinweg. Defektstrukturen wie Punktdefekte, Versetzungen und innere Grenzflächen reduzieren Bindungskräfte und Packungsdichte, was die Diffusion in der tetragonalen L1_0 -Kristallstruktur erleichtert und auch mit einer Verringerung der Aktivierungsenergie einhergeht [39, 83, 84].

Hier ist die Anmerkung zu machen, dass in den Diffusionsschweißversuchen Last und Temperaturfeld konstant waren, was beim Reibschweißen wegen starker lokaler Verformungen infolge hoher Drücke, Scher- und Torsionsspannungen sowie instationärer Temperaturen nicht der Fall ist. Der Diffusionskoeffizient nimmt mit der Verformung zu, weil die Zahl der Leerstellen ansteigt, wodurch der Stofftransport ebenfalls beschleunigt wird.

5. Charakterisierungsmethoden

5.1 Analytische Rasterelektronenmikroskopie

Die metallographischen Untersuchungen erfolgten an geschliffenen und polierten Proben mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM), energiedispersiver Röntgenanalytik (EDX) und Rückstreuielektronendiffraktometrie (EBSD). Die Präparation von Schliffproben von 12.5 mm Dicke, 30 mm Länge und 25 mm Breite aus den Reibschweißverbindungen erfolgte in Anlehnung an die Empfehlungen in [85] auf der Basis von γ -TiAl, d.h. sie wurden in mehreren Stufen feingeschliffen, mechanisch poliert und abschließend vibrationspoliert. Diese Schliffproben fanden auch Verwendung für die Mikrohärteprüfung. Die Anwendung dieser Methoden lieferte Informationen über die heterogene Gefügemorphologie der Reibschweißverbindungen, die chemische Zusammensetzung und Konzentrationsgradienten im Bereich der Grenzflächen sowie die Kristallorientierung und Festigkeitsgradienten. Die physikalisch-technischen Grundlagen der Rasterelektronenmikroskopie sowie der EDX- und EBSD-Analytik sind in [86-89] beschrieben.

Die Darstellung der Mikrostruktur der Reibschweißverbindungen erfolgte mit einem Wolfram-Rasterelektronenmikroskop unter Ausnutzung des Material- und Kristallorientierungskontrastes. Die mittels EDX analysierte chemische Zusammensetzung von Gefügemerkmalen wurde standardlos mit der ZAF-Korrekturmethode quantifiziert, die örtliche Auflösung von Konzentrationsgradienten im Grenzflächenbereich der Reibschweißverbindungen erfolgte anhand von EDX-Linienprofilen. Diese Profile wurden auch zur Schichtdickenbestimmung herangezogen, um daraus diffusionsrelevante Größen abschätzen zu können (s. auch Kap. 4, Abschnitt 4.4).

Die EDX-Analysen an den γ -TAB/ γ -TAB- und γ -TAB/Ti6Al4V-Reibschweißverbindungen wurden zusätzlich durch EBSD-Analysen zur lokalen Bestimmung von Phasengehalten, Gefügegeometrie und Mikrostruktur in den heterogenen Gefügebereichen der Reibschweißverbindungen ergänzt. Die Berechnung von gewöhnlichen Polfiguren zur Beschreibung lokaler Orientierungen basierte auf der GSHE-Methode (Generalized Spherical Harmonic Expansion) von Bunge [90]. Die entsprechende Reihenentwicklung der Orientierungsdichtefunktion (ODF) in Abhängigkeit von den Euler-Winkeln φ_1 , ϕ , φ_2 ist gegeben durch

$$f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-l}^{+l} \sum_{n=-l}^{+l} C_l^{mn} T_l^{mn}(\varphi_1, \phi, \varphi_2) \text{ mit } T_l^{mn}(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = \exp(im\varphi_1 + in\varphi_2) P_l^{mn}(\cos(\phi)), \quad (\text{Gl. 5.1})$$

worin die P_l^{mn} die verallgemeinerten Legendre-Polynome und die T_l^{mn} die Kugelfunktionen sind [90, 91]. In der EBSD-Analytik erfolgt eine Orientierungsmessung im durch die Winkel φ_1 , ϕ und φ_2 aufgespannten Euler-Raum, d.h. ist ein Messpunkt i mit $(hkl)_i$ indiziert worden, ergeben sich daraus die drei Euler-Winkel für eine Einzelorientierung g_i . Aus den Einzelorientierungen werden die C_l^{mn} -Koeffizienten gemäß Gleichung 5.2, in welcher ω die Halbwertsbreite und N die Zahl der Einzelorientierungen g_i ist, berechnet, wobei jeder Einzelorientierung eine Gauß-Verteilung zugrunde liegt [92]:

$$C_l^{mn} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N K T_i^{mn}(g_i) \text{ mit } K = \frac{\exp(-\lambda^2 \omega^2 / 4) - \exp(-(\lambda + 1)^2 \omega^2 / 4)}{1 - \exp(-\omega^2 / 4)}. \quad (\text{Gl. 5.2})$$

Der Auswertung, von mittels EBSD gemessenen Einzelorientierungen, lag die Annahme zugrunde, dass die Probensymmetrie in den zu analysierenden Mikrobereichen der Reibschweißproben triklin war, weil der axialen Druckbeanspruchung zusätzlich Scher- und Torsionsspannungen überlagert sind [17, 77] und nach Neumann und Schober [17] in der Reibphase zusätzlich Radialschwingungen auftreten können. Infolgedessen war nicht von vornherein zu erwarten, dass in der thermomechanisch beeinflussten Zone (TMBZ) einer Reibschweißverbindung eine orthorhombische Probensymmetrie vorliegen würde.

Die Bezeichnung der Polfigurkoordinaten mit RD, TD und ND kommt aus der Texturanalyse an gewalzten Blechen [90, 91]. Im Fall der aus den γ -TAB- und γ -TAB/Ti6Al4V-Reibschweißverbindungen entnommenen Schliffproben soll RD = Z die axiale Richtung parallel zur Rotationsachse, TD = r die radiale Richtung senkrecht zur Rotationsachse und ND = n die Senkrechte auf einer Schliffprobenebene sein. Kennzeichnend für die γ -TAB-Feingusslegierung ist deren grob-lamellare Struktur (s. Bild 2.4), die eine Vielzahl von parallelen Lamellen aufweist, welche zusammengefasst eine Lamellenkolonie ergeben und nicht als Korn mit entsprechendem Korndurchmesser betrachtet werden können. Stattdessen wird hier der Begriff "Strukturabmessungen" verwendet, welcher Lamellenbreite, Lamellenlänge und Korndurchmesser beinhaltet.

Umfangreiche EBSD-Untersuchungen wurden an γ -TiAl-Diffusionsschweißverbindungen durchgeführt und diskutiert, worin es um die Bestimmung von Phasen, aber auch um deren kristallographische Orientierungen in der Bindezone der Diffusionsschweißverbindungen ging [34, 35, 116]. In ähnlicher Weise sollten hier die Untersuchungen an den artgleichen γ -TAB- und artfremden γ -TAB/Ti6Al4V-Reibschweißverbindungen durchgeführt werden.

5.2 Mechanische Untersuchungen

Aus den Reibschweißverbindungen wurden Rund- und Mikroflachzugproben entnommen und bei 20 °C und 700 °C geprüft. Die Anwendung der Mikroflachzugprobentechnik und Mikrohärteprüfung gestattete eine örtliche Auflösung der mechanischen Eigenschaften der Reibschweißverbindungen, welche mit Ergebnissen aus den mikrostrukturellen Untersuchungen verknüpft wurden. Anhand der Zugversuche an den Rundzugproben sollte festgestellt werden, an welcher Stelle Bruchversagen in den Verbindungen eintritt.

5.2.1 Zugversuche

Die Rundzugproben wurden parallel zur Längsrichtung der Reibschweißverbindungen in der Weise herausgetrennt, dass sich die Fügezone der Verbindungen in der Mitte der Messlänge befand. Als

Trenntechnik kam die Funkenerosion zur Anwendung, die Endmaßbearbeitung erfolgte durch Feinschliff. Die Raumtemperatur-Rundzugproben hatten eine Messlänge von $L_0 = 20$ mm und einen Durchmesser von $d_0 = 5$ mm. Die Messlänge der Rundzugproben für Zugversuche bei 700 °C betrug $L_0 = 21$ mm mit einem Durchmesser von $d_0 = 3.5$ mm.

Auf eine Elektropolitur wurde verzichtet, um die mechanischen Eigenschaften der Reibschweißverbindungen möglichst praxisnah zu beschreiben. Dahinter stand auch die Überlegung, dass bei der industriellen Fertigung von Bauteilen aus γ -TiAl die Elektropolitur aus Kostengründen möglicherweise nicht zur Anwendung kommt. Des Weiteren war zu berücksichtigen, dass insbesondere in den artfremden Verbindungen eine Elektropolitur aufgrund unterschiedlicher elektrochemischer Potentiale zu einer Schädigung durch Kontaktkorrosion geführt hätte.

Die Zugversuche wurden gemäß DIN EN 10002 Teil 1 durchgeführt, um aus Nennspannungs-Totaldehnungs-Diagrammen Dehngrenze $R_{p0.2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A zu bestimmen. Im Fall der artgleichen Reibschweißverbindung aus γ -TAB wurde die Längenänderung ΔL auf die Gesamtmesslänge L_0 einer Zugprobe mit Bindezone in der Mitte der Messlänge bezogen. Bei den artfremden Verbindungen aus γ -TAB und Ti6Al4V war zu erwarten, dass in einem Zugversuch die Verformung hauptsächlich auf der duktileren Ti6Al4V-Seite stattfinden würde, wobei vorausgesetzt wurde, dass die Bindefestigkeit höher als die Festigkeit der jeweiligen Werkstoffe einer artfremden γ -TAB-Ti6Al4V-Reibschweißverbindung war. Die Totaldehnung ε_t würde dann nicht mehr die gesamte Zugprobe widerspiegeln, sondern lediglich den Ti6Al4V-Anteil darin. Die Berechnung der Totaldehnung ε_t erfolgte im Falle der artfremden Reibschweißverbindungen mit der halben Gesamtmesslänge L_0 gemäß

$$\varepsilon_t = \frac{2\Delta L}{L_0} \text{ mit der Nennspannung } \sigma_n = \frac{F}{A_0}, \quad (\text{Gl. 5.3})$$

weil die zur Formänderung geleistete Arbeit W

$$W = \int_0^{\varepsilon_t} \sigma_n d\varepsilon = \frac{L_E}{A_0 L_0} \int_{L_0}^{L_E} F dL \quad (\text{Gl. 5.4})$$

nur von der Ti6Al4V-Legierung erbracht wird.

Aus den Reibschweißverbindungen wurden quer zu ihrer Längsrichtung Mikroflachzugproben mit einem Querschnitt von 0.5 mm × 2 mm und einer Messlänge von 9 mm mittels Elektroerodieren entnommen (Bild 5.1). Hierbei kam ein Erodierdraht von 0.25 mm Durchmesser zum Einsatz. Dieser Durchmesser stellte zugleich den Schnittverlust dar. Der sich aus Probendicke und Schnittverlust ergebende Abstand zwischen zwei benachbarten Proben betrug 0.8 mm. Bezogen auf die Fügezone als Bezugsebene wurden damit die lokalen Festigkeitseigenschaften der Reibschweißverbindungen in einem Bereich von -12 mm bis +12 mm erfasst. In Bild 5.1 ist die Entnahme der Mikroflachzugproben

schematisch dargestellt. Eine nachträgliche Bearbeitung der Probenoberflächen ist nicht erfolgt, weil lediglich ein Vergleich zwischen Grundwerkstoff, Wärmeeinflusszone und Schweißnaht im Vordergrund stand.

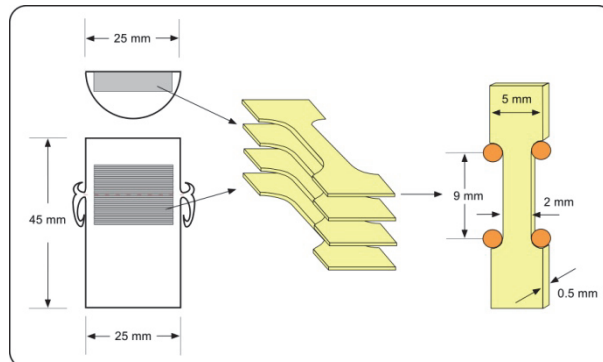


Bild 5.1: Entnahme von Mikroflachzugproben und Probengeometrie.

Hinsichtlich der Mikroflachzugproben ist zu sagen, dass ihre Oberflächen relativ rau waren, was einen nachteiligen Einfluss auf die Güte der Messwerte für Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung durch Kerbwirkung hatte. Es muss hierbei auch erwähnt werden, dass einige Mikroflachzugproben aus γ -TAB infolge ihrer Sprödigkeit beim Einbau in die Prüfmaschine brachen. Das Elektroerodierverfahren hat den Nachteil, dass bei der warmgehenden Schnittbearbeitung in γ -TiAl-Legierungen Haarrisse entstehen und Tiefen bis zu 0,1 mm aufweisen können [5]. Aust und Niemann [5] empfehlen, für draht-erodierte γ -TiAl-Komponenten einen Schleifvorgang vorzusehen. Im Falle von Mikroflachzugproben war dies nicht zu realisieren, weil insbesondere die Kontur für eine Nachbearbeitung mit reproduzierbarer Genauigkeit nicht zugänglich war.

5.2.2 Mikrohärteprüfung

Die Mikrohärteprüfung nach Vickers (HV) wurde in Anlehnung an DIN 50133 an den geschliffenen und polierten Reibschweißproben durchgeführt, die für die EDX- und EBSD-Analysen präpariert wurden. Mit einer gleichseitigen Diamantpyramide mit einem Öffnungswinkel von 136° und einer Prüflast von 0,5 kp wurden in Abständen von 0,3 bis 0,5 mm sowohl in axialer Richtung parallel zur Rotationsrichtung im Rand- und Kernbereich als auch innerhalb der Bindezonen der Reibschweißverbindungen in radialer Eindrücke gesetzt, um anhand von Mikrohärteprofilen örtliche Härtegradienten darzustellen und diese in Beziehung zu den Gefügemerkmalen zu setzen. Ein Vickers-Härtewert wird berechnet mit

$$HV = \frac{0.102 \cdot 2 \cdot F \cdot \sin(136^\circ/2)}{d^2} \text{ mit } d = \frac{d_1 + d_2}{2}, \quad (\text{Gl. 5.5})$$

wobei F die Prüflast und d der Mittelwert der optisch gemessenen Diagonalen d_1 und d_2 eines Diamanteindrucks sind. Der Faktor 0,102 ergibt sich aus der Einheitenumrechnung von Newton (N) in Kilopond (kp).

Unter Härte ist der Widerstand eines Werkstoffs gegen plastische Formänderung durch Eindringen eines Prüfkörpers zu verstehen, es handelt sich hier um eine Festigkeitseigenschaft oberflächennaher Zonen. Mit zunehmender Eindringtiefe h_K einer Diamantpyramide vergrößert sich die Kontaktfläche A_K zwischen Eindringkörper und Oberfläche und verringert sich die wirksame Druckspannung $\sigma = F/A_K(h_K)$. Der Eindringkörper kommt zum Stehen, wenn die wirksame Druckspannung durch den Formänderungswiderstand des Werkstoffs infolge Verfestigung kompensiert wird. Zwischen Zugfestigkeit R_m und Mikrohärte HV besteht eine Korrelation, so dass aus den Mikrohärteprofilen Rückschlüsse auf lokale Festigkeiten gezogen werden können, welche mit den Mikroflachzugproben gemessen werden.

6. Artgleiche γ -TAB-Reibschweißverbindungen: Ergebnisse und Diskussion

Ausgangspunkt für die weiterführenden metallkundlichen Untersuchungen an den artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen war die von Bohm et al. [16] betriebene Prozessentwicklung zum Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung, die im Abschnitt 6.1 zusammengefasst wiedergegeben wird. Die weiteren Abschnitte behandeln die Reproduktionsversuche sowie die Charakterisierung der mechanischen und mikrostrukturellen Eigenschaften der artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen.

6.1 Prozessentwicklung zum Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung

Die Diffusionsschweißbarkeit der γ -TAB-Feingusslegierung ist in [29-30] aufgezeigt worden (s. Kap. 2, Abschnitt 2.2). In den Vorarbeiten [16] zum Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung wurde der Frage nachgegangen, ob durch Variation der Reibverkürzung (s_R) in Abhängigkeit von den anderen Prozessparametern wie Reibdruck (P_R), Stauchdruck (P_{St}) und Stauchzeit (t_{St}), welche ebenfalls variiert wurden, mit Schädigungen im Bereich der Bindezone der reibgeschweißten γ -TAB-Feingusslegierung zu rechnen war. Metallographische Untersuchungen an den Reibschweißverbindungen lieferten Hinweise darauf, dass beim Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung mit geeigneten Reibschweißparametern keine Bindefehler wie Poren, Risse und Fehlbindungen entstanden sind. Damit wurde gezeigt, dass das artgleiche Reibschweißen dieser Legierung hinsichtlich der Prozessführung und -dauer dem Diffusionsschweißen wirtschaftlich überlegen und im Reibschweißverfahren eine Alternative zum Diffusionsschweißen zu sehen ist [16].

Die zu optimalen Parametern führende Prozessentwicklung durchlief insgesamt 3 Versuchsphasen. Dabei kam der Frage nach der Stoßflächenvorbereitung (s. auch [31]) eine besondere Bedeutung zu, die wie folgt durchgeführt wurde [16]:

- In der 1. Versuchsphase sind γ -TAB-Reibschweißproben aus Gussblöcken heraus erodiert worden, auf weitere Bearbeitungsvorgänge wurde verzichtet.
- Vor Beginn der 2. Versuchsphase sind die Bindeflächen der γ -TAB-Reibschweißproben durch Drehprozesse bearbeitet worden.
- Zur Vorbereitung der 3. Versuchsphase sind die γ -TAB-Reibschweißproben wärmebehandelt, d.h. homogenisiert worden, anschließend wurden die Bindeflächen dieser Proben durch Schleif- und Läppprozesse bearbeitet. Die Homogenisierung der γ -TAB-Feingusslegierung wurde wie folgt durchgeführt: Aufheizrampe: 600 K/h, 1. Haltephase: 1300°C/10h, 1. Abkühlrampe: 1080 K/h, 2. Haltephase: 1000°C/10h, Ofenabkühlung auf 20 °C. Die Homogenisierung soll primär dem Zweck dienen, die Streuung der mechanischen Kenndaten zu verringern.
- Alle Proben hatten einen Durchmesser von 25 mm, d.h. es wurden ausschließlich Teile mit zylindrischer Geometrie geschweißt. Lediglich die Länge der zu verschweißenden Proben war unterschiedlich. Aus technischen Gründen durften die Mindestlängen der fest eingespannten Probenteile 90 mm und die der rotierenden Teile 40 bis 50 mm nicht unterschritten werden.
- Die Reinigung aller Stoßflächen erfolgte vor Versuchsbeginn im Ultraschallbad mit Ethanol.

Die Werte für die Prozessparameter wie Reibdruck (P_R), Reibweg (s_R), Stauchdruck (P_{St}) und Stauchzeit (t_{St}) wurden mit Hilfe von Literaturdaten [8, 93-97] abgeschätzt und in der 1. Versuchsphase als Startwerte verwendet [16]. In Tabelle 6.1 sind neben diesen Startwerten die in den nachfolgenden Versuchsphasen ermittelten Reibschweißparameter angegeben. Die Steuerung der Reibschweißmaschine sowie die damit verbundene Abfolge der Reibschweißphasen und den daraus resultierenden mechanischen Beanspruchungen ist in Kapitel 4, Abschnitt 4.1 beschrieben worden.

Tabelle 6.1: Versuchsparameter [16].

Probe	Nr.	P_{St} [MPa]	t_{St} [s]	P_R [MPa]	s_R [mm]	t_{Pr} [s]	U/min
1. Versuchsphase							
TiAl-TiAl-01-1VP	1	320	2.5	300	6.98	56.3	1466
2. Versuchsphase							
TiAl-TiAl-01-2VP	2	310	6.0	290	7.0	55.7	1469-1483
TiAl-TiAl-02-2VP	3	330	6.0	320-330	7.0	49.6	1469-1482
TiAl-TiAl-03-2VP	4	360	6.0	320-330	7.0	49.9	1469-1482
3. Versuchsphase							
TiAl-TiAl-03-3VP	5	350	6.0	310	7.0	49.6	1467-1482
TiAl-TiAl-04-3VP	6	590	6.0	310	7.0	52.3	1466-1482
TiAl-TiAl-05-3VP	7	590	6.0	310	10.0	60.6	1469-1483
TiAl-TiAl-06-3VP	8	590	6.0	310	12.0	67.1	1469-1482

In Bild 6.1 ist die Bindezone einer in der 1. Versuchsphase hergestellten γ -TAB-Reibschweißverbindung dargestellt. Es zeigt einen im Außenbereich schmalen Saum von Abriebpartikeln (Bild 6.1a) sowie eine Vielzahl von Poren bzw. Mikrohohlräumen im Innenbereich (Bild 6.1b). Das Gefüge im Innenbereich erscheint gröber als im Außenbereich. Aus der Vorgabe von Stauchdruck (P_{St}), Stauchzeit (t_{St}), Reibdruck (P_R) und Reibverkürzung (s_R) resultierte eine Prozessdauer von 56.3 s [16].

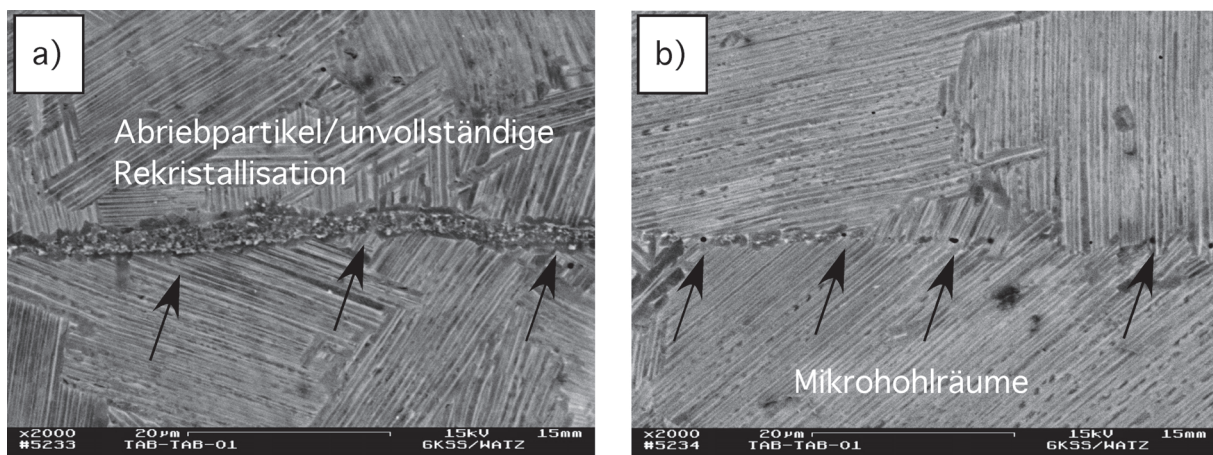


Bild 6.1: a) unvollständige Rekristallisation, Abriebpartikel im Außenbereich, b) Poren im Innenbereich. Das Gefüge ist im Innenbereich gröber als im Außenbereich (Probe TiAl-TiAl-01-1VP).

Wie bereits erwähnt, ist vor der 2. Versuchsphase mittels Drehprozess eine Verbesserung der Oberflächengüte bezüglich der Bindeflächen an den γ -TAB-Reibschweißproben vorgenommen worden. Das Überdrehen der Bindeflächen der γ -TAB-Reibschweißproben, sowie die Erhöhung der

Stauchzeit von 2.5 s in der ersten Versuchsphase auf 6.0 s in der 2. Versuchsphase, führte zu einer Verbesserung der Qualität der artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindung. Der Stauchdruck wurde in einem Bereich von 310 bis 360 MPa und der Reibdruck in einem Bereich von 290 bis 330 MPa bei einem konstanten Reibweg von 7 mm variiert. Bindefehler waren nicht mehr erkennbar, und die Anzahl der Mikroporen hat sich erheblich verringert. Dennoch wurden vereinzelt Mikroporen mit einem Durchmesser von 1 bis 2 μm gefunden, die vorwiegend im Randbereich der Bindezone auftraten. Hier zeigte sich, dass eine mechanische Bearbeitung von erodierten Stoßflächen erforderlich war [16]. Wegen der Poren bzw. Mikrohohlräume, welche auch in der 2. Versuchsphase nicht beseitigt werden konnten, wurden die Stoßflächen der γ -TAB-Reibschweißproben nochmals durch Schleif- und Läppprozesse verbessert (Definition des Läppens s. DIN 8589). Damit sollten Verunreinigungen entfernt werden, da aufgrund geringerer Plastifizierung weniger Material und somit weniger Verunreinigungen an den Rand (Schweißwulst/Reibgrat) gedrängt werden kann. Des Weiteren sollte damit auch erreicht werden, dass in der Anreibphase aus der punktförmigen Berührung in sehr kurzer Zeit eine Berührung der gesamten Stoßflächen erfolgt, um dann sehr schnell einen Temperatenausgleich über die gesamten Kontaktflächen zu erhalten. Darüber hinaus wurde die warmfeste γ -TAB-Feingusslegierung wärmebehandelt, um eine Homogenisierung herbeizuführen [16].

Für die Herstellung von γ -TAB-Reibschweißverbindungen in der 3. Versuchsphase wurde die Stauchzeit von 6.0 s aus der zweiten Versuchsphase übernommen und der Reibdruck auf 310 MPa festgelegt. Variiert wurde zunächst der Stauchdruck zwischen 350 MPa und 590 MPa bei konstantem Reibweg. Sodann wurde bei konstantem Stauchdruck von 590 MPa die Reibverkürzung von 7.0 mm auf 10.0 mm und dann auf 12.0 mm erhöht. Die Erhöhung der Reibverkürzung hatte keine essentiellen Veränderungen hinsichtlich der Schweißnahtqualität zur Folge. Aufgrund der verbesserten Oberflächengüte der Stoßflächen sowie einer erheblichen Erhöhung des Stauchdrucks war eine deutliche Qualitätsverbesserung der artgleichen Verbindungen TiAl-TiAl ersichtlich. Mikroporen waren nur noch bei den Proben TiAl-TiAl-03-3VP und TiAl-TiAl-04-VP vereinzelt im Außenbereich der jeweiligen Bindezonen vorhanden, bei den übrigen Schweißproben waren selbst diese nicht mehr vorhanden [16]. Die in der 3. Versuchsphase hergestellten γ -TAB-Reibschweißverbindungen sind aus Bild 6.2 ersichtlich. Das Feingussgefüge der heißisostatisch gepressten und homogenisierten γ -TAB-Feingusslegierung besteht aus groben lamellaren Körnern (Bild 6.3a). Risse, Fehlbindungen und Mikrohohlräume sind nicht erkennbar. Die Reibschweißnaht ist insgesamt gleichmäßig ausgebildet (Bild 6.3b). Die Homogenisierung hat die Struktur des Ausgangsgefüges nicht verändert. Die Mikrostruktur der Fügezone, die erst bei hohen Vergrößerungen zu erkennen war, ist durch fein-lamellare Kolonien gekennzeichnet (Bilder 6.3c und 6.3d). Der Zustand des Gefüges innerhalb der Bindezone ist ein Hinweis darauf, dass die Prozesstemperatur oberhalb der Transusstemperatur T_α lag. Bild 6.3c zeigt die zuvor erwähnten Poren im Außenbereich der Fügezone. Ein Strukturgradient innerhalb der Bindezone war hier nicht festzustellen (Bild 6.3b). Das Reibschweißen der feingegossenen, heißisostatisch gepressten und homogenisierten γ -TAB-Feingusslegierung führte dazu, dass durch Verformung während der Reib- und Stauchphase das grob-lamellare Feingussgefüge lokal zerstört wurde und eine fein-lamellare Bindezone entstanden ist. Diese lokale Gefügeverfeinerung ist das Resultat der Abkühlung aus dem

α - über das $(\alpha+\gamma)$ - in das $(\alpha_2+\gamma)$ -Phasengebiet und dynamischer Rekristallisation während der Verformung im Reibschweißprozess [16].

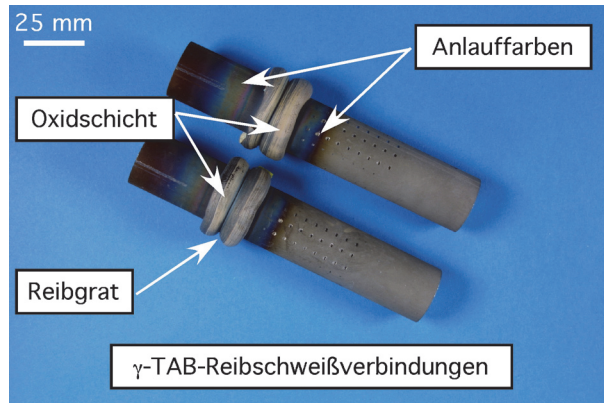


Bild 6.2: Reibschweißproben aus $\text{Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si)}$. Durchmesser: 25 mm. Probenlängen: 50 mm + 100 mm.

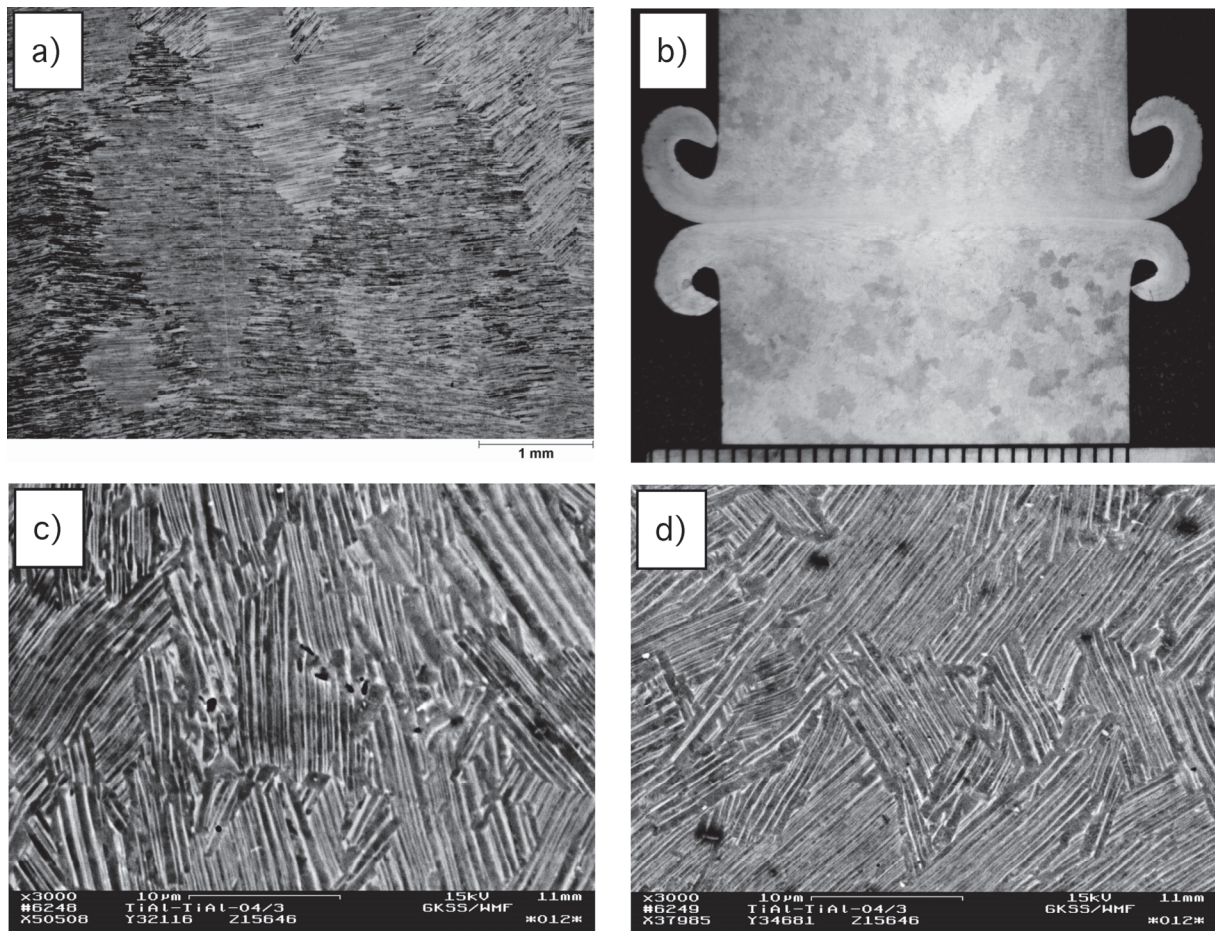


Bild 6.3: a) Gefüge der homogenisierten γ -TAB-Feingusslegierung; b) Darstellung der Bindezone in Probe TiAl-TiAl-03-3VP aus der 3. Versuchsphase; c) Struktur der Bindezone im Außenbereich (TiAl-TiAl-04-3VP), vereinzelte Poren; Struktur der Bindezone im Zentrum der Probe (TiAl-TiAl-04-3VP). Darstellungen aus [16].

6.2 Reproduktionsversuche

Auf Basis der in [16] diskutierten Prozessparameter und -bedingungen wurden Reproduktionsversuche zur Herstellung von artgleichen Reibschweißverbindungen aus der γ -TAB-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) durchgeführt, um Reibschweißproben für mechanische und mikrostrukturelle Untersuchungen herzustellen. Die Feingusslegierung wurde sowohl im Ausgangszustand (nw: nicht wärmebehandelt) als auch im homogenisierten Zustand (wb: wärmebehandelt) reibgeschweißt.

Die in den Reproduktionsversuchen erzielten Prozessparameter wie Reibverkürzung s_R , Reibdruck P_R , Stauchdruck P_{St} , Stauchzeit t_{St} und Umdrehungszahl U sind aus Tabelle 6.2 ersichtlich und entsprechen den in [16] dargestellten und diskutierten Werten der 3. Versuchsphase, die sich hinsichtlich der Bindequalität als optimal erwiesen haben. Die Prozessdauer t_{Pr} und Gesamtverkürzung s_G resultierten aus den vorgegebenen Werten für Stauchdruck (590 MPa), Stauchzeit (6 s), Reibdruck (310 MPa) und Reibverkürzung (10 mm). Die Dauer der Anreibphase t_A betrug bei allen Proben 1 s. Wie aus Tabelle 6.2 zu entnehmen ist, wichen Stauchdruck, Reibdruck und Reibverkürzung von den vorgegebenen Werten geringfügig ab. Die Untersuchungen von Bohm et al [16] haben gezeigt, dass eine Wärmebehandlung der Reibschweißproben weder vor noch nach dem Reibschweißen notwendig war. In den Reproduktionsversuchen wurde deshalb ebenfalls auf eine Wärmebehandlung verzichtet.

Tabelle 6.2: Parametersätze. Anmerkung: Die Druckwerte sind von bar in MPa umgerechnet worden.

Probe	L_R [mm]	P_{St} [MPa]	t_{St} [s]	P_R [MPa]	s_R [mm]	t_{Pr} [s]	s_G [mm]	U [min ⁻¹]
Nr. 01/nw	147.8	570-580	6.0	280-290	10.06	57.0	13.13	1475
Nr. 02/nw	148.0	570-580	6.0	310	10.06	58.7	12.93	1475
Nr. 03/wb	147.5	570-580	6.0	310	9.95	57.9	12.83	1475
Nr. 04/wb	147.6	570-580	6.0	300-310	9.98	61.6	12.93	1475

Mit der Vorgabe von $P_{St} = 580$ MPa, $t_{St} = 6.0$ s, $P_R = 310$ MPa und $s_R = 10$ mm sind weitere γ -TAB-Reibschweißverbindungen mit den Nummern Nr. 05/nw, Nr. 06/nw, Nr. 07/wb und Nr. 08/wb hergestellt worden, um ausreichend Material zur Entnahme von Zugproben verfügbar zu machen.

Die mittlere Herstelldauer mit den in Tabelle 6.2 angegebenen Reibschweißparametern betrug ca. 60 s. Das makroskopische Erscheinungsbild (s. Bild 6.2) zeigt eine starke lokale plastische Verformung der γ -TAB-Feingusslegierung, was an den ausgeprägten Reibgraten erkennbar ist. Aus den vorgegebenen Werten für Stauchdruck, Stauchzeit, Reibdruck und Reibverkürzung resultierte eine mittlere Gesamtverkürzung von 12.96 mm, was bezogen auf die mittlere Anfangslänge von 147.7 mm einer Verkürzung um 8.8 % entspricht. Die Anlauffarben sind Folge von Oxidation und damit ein Hinweis darauf, dass während der Reibphase hohe Temperaturen erzielt wurden, die Mehrfarbigkeit zeigt eine axiale Temperaturabhängigkeit an. Zur Beschreibung des Verfahrensablaufes wurde die Herstellung einer der Reibschweißproben mit Hilfe einer digitalen Videokamera aufgenommen und dazu die von einem Rechner erfassten Prozessdaten herangezogen.

Die Videoaufzeichnung zeigte, dass nach erfolgtem Kontakt zwischen den Stoßflächen der zylindrischen Proben nach ca. 0.6 s Glühen auftrat, welches an Helligkeit rasch zunahm und nach ca. 5.3 s (eine für die Videokamera) maximale Intensität erreichte. An den Stoßflächen im Randbereich zeigte sich bei etwa. 8.4 s eine Auswölbung, welche im weiteren Verlauf immer spitzer wurde. Die deutlich sichtbare Reibgratbildung setzte dann bei etwa 13.9 s ein. Nach Erreichen der vorgegebenen Reibverkürzung von 10 mm bei etwa 53.9 s wurde von der Maschinensteuerung die Abbremsung der Rotationsbewegung aktiviert. Hierbei war die Maschinensteuerung so programmiert, dass der Übergang von der Reibphase (Reibdruck: 300 MPa) in die Stauchphase (Stauchdruck: 590 MPa) am Ende des Abbremsvorganges erfolgte. Die Abschätzung der Abbremsdauer anhand der Videoaufzeichnung entsprach in etwa einer halben Umdrehung. Es war zu erkennen, dass während der Abbremsphase und der Stauchdruckerhöhung die axiale Längenverkürzung rasch um ca. 2.9 mm anstieg. Die Stauchphase dauerte ca. 5.6 s an. Nach 59.5 s endete der Reibschweißprozess. Aus der Drehzahl $U = 1500 \text{ min}^{-1}$, was einer Frequenz von $f_U = 25 \text{ Hz}$ entspricht, dem Radius $r = 12.5 \text{ mm}$, dem mittleren Reibdruck von $P_R = 303 \text{ MPa}$ und dem Reibungskoeffizienten $\mu_{\gamma\text{-TAB}} = 0.91$ folgt nach Gleichung 4.2 (s. Kap. 4, Abschnitt 4.1) für die Leistungsdichte $q_0/A_R = 361 \text{ W}\cdot\text{mm}^{-2}$.

6.3 Gefügeentwicklung

6.3.1 Zustand der Reibschweißverbindungen und Mikrohärt

Das Makrogefüge der Reibschweißverbindungen 01/nw und 04/wb ist in den Bildern 6.4a und 6.4b dargestellt und zeigt lokal begrenzte Gefügeänderungen, die an den unterschiedlichen Ätzreaktionen erkennbar sind. Die gesamte Breite, in der die Gefügeänderung stattfand, kann hier mit 2.1 bis 2.2 mm angegeben werden und ist zur Stoßfläche nahezu spiegelsymmetrisch, was einer Bindezonenbreite von 1.0 bis 1.1 mm für jede Probenhälfte entspricht. Den Darstellungen ist des Weiteren zu entnehmen, dass die jeweiligen Reibschweißverbindungen keine Poren, Porenanhäufungen, Risse oder Fehlbindungen aufweisen, auch von den Reibgraten gingen keine Risse aus. In [8] ist berichtet worden, dass von γ -TiAl-Reibgraten Risse ausgehen können. Daraus folgt, dass die festgelegten Reibschweißparameter geeignet waren, die γ -TAB-Feingusslegierung mit dem Rotationsreibschweißverfahren defektfrei zu fügen. Hierbei ist auch zu betonen, dass der Verzicht auf eine Wärmebehandlung zur Vermeidung von Rissbildung unterhalb des spröde-duktilen Übergangsbereiches [8-10] nicht zu Komplikationen geführt hat.

Die Reibschweißnähte waren über den gesamten Probendurchmesser der Verbindungen homogen ausgebildet. Der Zustand der Reibgrate ließ außerdem erkennen, dass beide Probenhälften zur axialen Längenverkürzung von 12.96 mm in etwa zu gleichen Anteilen beigetragen haben, d.h. jede Probe hat sich bis zum Ende des Reibschweißprozesses entsprechend um 6.48 mm verkürzt. Die makroskopische Homogenität der Bindezone ist ein Hinweis darauf, dass über die gesamte Stoßfläche ein Temperatúrausgleich in radialer Richtung $r = \text{TD}$ während des Reibschweißens infolge des von Schober und Neumann beschriebene Selbstregelungseffekt [17] stattgefunden hat.

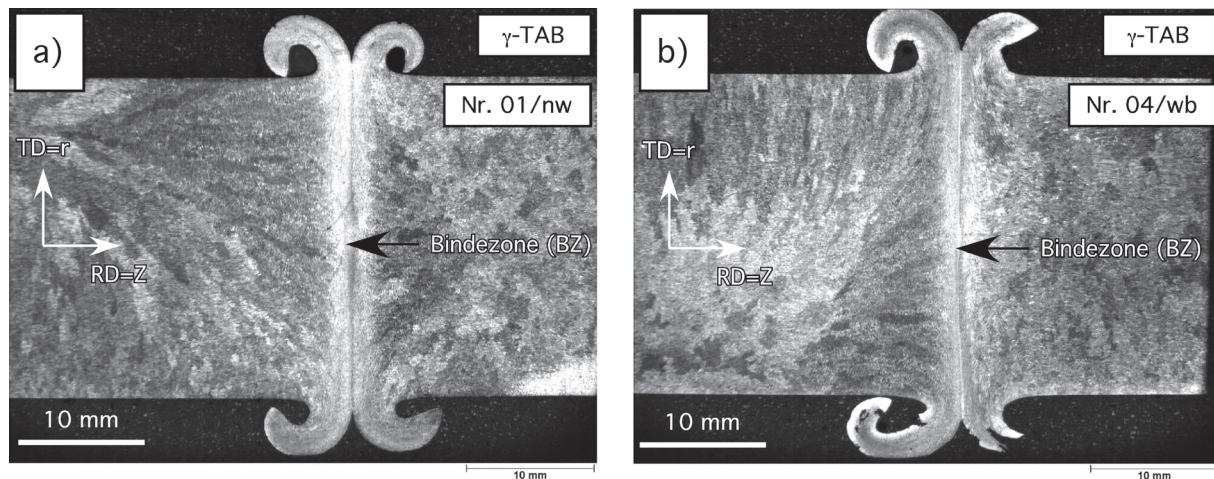


Bild 6.4: γ -TAB-Reibschweißverbindungen; a) Feingusszustand (nw), b) homogenisiert (wb). Die Schliffproben wurden geätzt; die Bindezone ist in radialer Richtung ($r = TD$) gleichmäßig ausgebildet und ist deutlich vom Grundwerkstoff unterscheidbar. Defekte sind beim Reibschweißen nicht entstanden. $Z = RD$ ist die Referenzrichtung parallel zur Rotationsachse der Schweißproben, $r = TD$ die dazu senkrechte Transversalrichtung (s. Festlegung in Kapitel 5, Abschnitt 5.1).

Die Mikrohärtigkeit der in den Bildern 6.5a und 6.5b dargestellten Proben Nr. 04/wb und Nr. 01/nw wurde sowohl in der Probenmitte (Kernbereich) als auch in einem Abstand von 3 mm vom Probenrand (Randbereich) in axialer Z-Richtung (RD) und innerhalb der Bindezone in radialer Richtung $r = TD$ mit einer Prüflast von HV0.5 ermittelt. Der Abstand zwischen den eingebrachten Diamanteindrücken betrug jeweils 0.3 mm. Hier war der Frage nachzugehen, ob Rand- und Kernbereich der jeweiligen Reibschweißproben mögliche Unterschiede im Mikrohärtigkeitsprofil aufgrund unterschiedlicher Abkühlraten im Rand- und Kernbereich aufzeigen würden. Denn es war zu berücksichtigen, dass die Außenseite der Proben wegen der Luftströmung während der Reibphase des Schweißprozesses sich schneller abkühlen könnte als der Kernbereich. An dieser Stelle sei auch darauf hingewiesen, dass die Reibschweißprobe Nr. 01/nw mit einem um 20 MPa geringeren Reibdruck als die Reibschweißprobe Nr. 04/wb hergestellt wurde (Tabelle 6.2). Die Auftragung der Mikrohärtigkeit über der Position des Diamanteindrucks parallel zur Rotationsachse ($Z = RD$) sowie innerhalb der Fügezone in radialer Richtung ($r = TD$) der jeweiligen Reibschweißproben ist in den Bildern 6.5a und 6.5b dargestellt.

Dem in Bild 6.5a dargestellten Mikrohärtigkeitsprofil ist zu entnehmen, dass das Reibschweißen zu einer lokalen Aufhärtung im Bereich der Bindezone der Proben geführt hat. Die Mikrohärtigkeit der homogenisierten Probe 04/wb ist im Kernbereich von ca. 246 HV0.5 auf ca. 346 HV0.5 und im Randbereich von ca. 244 HV0.5 auf 347 HV0.5 angestiegen. Damit bewegte sich die Mikrohärtigkeit sowohl im Rand- als auch im Kernbereich praktisch auf dem gleichen Niveau. Die raschere Abkühlung im Randbereich unterstützt durch starke Luftströmung während der Reibphase zeigte keine messbaren Auswirkungen auf die Mikrohärtigkeit. Zur nicht wärmebehandelten Probe Nr. 01/nw ist die Feststellung zu treffen, dass sie prinzipiell das gleiche Profil zeigt: Anstieg von ca. 241 HV0.5 auf 324 HV0.5 im Kernbereich und von ca. 242 HV0.5 auf ca. 327 HV0.5 im Randbereich.

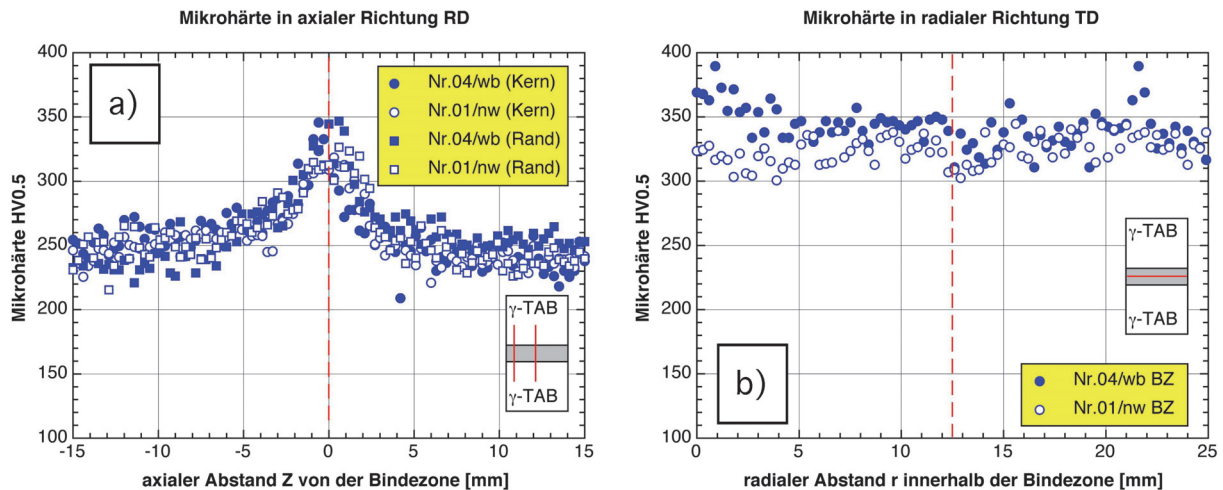


Bild 6.5: a) Mikrohärte der Reibschweißproben in axialer Richtung ($Z = RD$), b) Mikrohärte der Reibschweißproben innerhalb der jeweiligen Bindezonen in radialer Richtung ($r = TD$).

Der Grundwerkstoff der jeweiligen Reibschweißproben lieferte nahezu identische Werte der Mikrohärte. Der Mikrohärteverlauf innerhalb der Bindezone in radialer Richtung $r = TD$, dargestellt in Bild 6.5b, enthält keinen Hinweis auf das Vorliegen von mechanischen Gradienten, d.h. die Bindezone ist auch hinsichtlich der Mikrohärte in radialer Richtung als mechanische Eigenschaft homogen.

Auffällig ist, dass die Bindezone der Reibschweißverbindung, die mit einem um 20 MPa geringeren Reibdruck hergestellt wurde, an einigen Stellen um ca. 5 bis 7 % geringfügig weicher ist. Hier ist anzunehmen, dass der Reibdruck einen Einfluss auf die Mikrohärte hatte. Anlass zu dieser Annahme lieferte die Arbeit von Sahin [76], worin er u.a. den Einfluss der Variation des Reibdrucks und der Reibzeit auf die Zugfestigkeit der Reibschweißverbindung aus Stahl AISI 1040 und 1.3343 untersucht hat. Dabei gelangte er zu dem Ergebnis, dass mit zunehmendem Reibdruck bei konstanter Reibzeit bzw. mit zunehmender Reibzeit bei konstantem Reibdruck die Zugfestigkeit bis auf ein Maximum anstieg und danach wieder abfiel [76]. Die Änderung der Mikrohärte in axialer Richtung $Z = RD$ erstreckt sich in einem Bereich zwischen -5 und +5 mm gemäß dem in Bild 6.5a gezeigten Mikrohärteprofil. Daraus lässt sich ableiten, dass die gesamte Längenverkürzung um 8.8 % infolge plastischer Verformung überwiegend in dem Gebiet stattfand, wo die Mikrohärte auf beiden Probenseiten zur geometrischen Stoßfläche hin stetig anstieg und ein Maximum in der Bindezone erreicht hat. Die in den Makroschliffbildern erkennbaren Gefügeänderungen in einem Bereich von 1.0 bis 1.1 mm auf jeder Probenseite haben demnach nur teilweise zum Anstieg der Mikrohärte beigetragen. Bei $Z = RD = \pm 5$ mm war eine geringfügige Zunahme des Probendurchmessers festzustellen.

6.3.2 Berechnung mittlerer Dehnraten

In Bild 6.6 ist der Makroschliff der Reibschweißprobe Nr. 01/nw mit Messlinien zur Bestimmung der mittleren Reibgratlänge L , der Breite Z_{pl} des vollständig verformten Bereiches und der Breite Z_{pd} des teilweise verformten Bereiches sowie der Größe h wiedergegeben, um in Anlehnung an das Dehnratenmodell von Midling und Grong [77] örtlich verteilte Dehnraten zu berechnen (s. auch Kap. 4 Abschnitt 4.2).

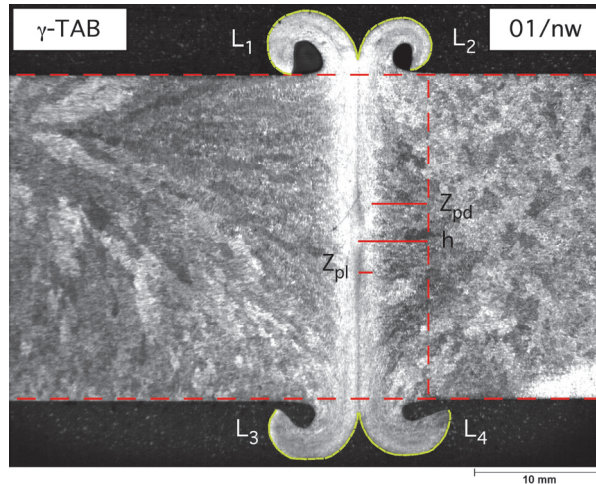


Bild 6.6: Makrodarstellung der Reibschweißprobe 01/nw zur Vermessung der Reibgratlängen L_1 , L_2 , L_3 und L_4 sowie der Größen Z_{pl} , Z_{pd} und h zur Berechnung der mittleren Dehnrates gemäß der Gleichung 4.6 und Bild 4.2 in Anlehnung an das Prozessmodell von Midling und Grong [77].

Aus der mittleren Gesamtverkürzung s_G von 12.96 mm und der mittleren Prozessdauer \bar{t}_{PrO} von 58.8 s (Berechnung der Mittelwerte aus den Einzelwerten in Tabelle 6.2) ergibt sich für die kinematische Verkürzungsgeschwindigkeit in axialer Richtung der Wert von $v_0 = 0.2204$ mm/s. Der Parameter ρ_L wurde gemäß Gleichung 4.5 berechnet, für ζ wurde der Wert wie in [77] auf 0.1 festgelegt. Mit einer Umdrehungszahl von $U = 1500$ min⁻¹ ergibt sich für die Rotationsgeschwindigkeit der maximale Wert von $v_{max} = 1334.5$ mm/s beim Radius $r = 8.5$ mm. In Tabelle 6.3 sind diese Parameter dargestellt.

Tabelle 6.3: Zusammenfassung der Werte zur Berechnung der mittleren Dehnrates auf Grundlage der Gleichungen 4.4 bis 4.6. Die Reibgratlänge L wurde als Mittelwert aus L_1 , L_2 , L_3 und L_4 berechnet.

v_0 [mm s ⁻¹]	Z_{pl} [mm]	Z_{pd} [mm]	h [mm]	L [mm]	r [mm]	ρ_L	ζ	U [min ⁻¹]
0.2204	1.079	3.921	5.000	11.282	8.5	10.25	0.1	1500

Die Auftragung der mittleren Dehnrates $\dot{\epsilon}$ über den Ort Z in axialer Richtung ist in Bild 6.7 gezeigt. Im vollständig verformten Bereich $Z_{cs} \leq Z \leq Z_{pl} = 1.079$ mm fiel die mittlere Dehnrates $\dot{\epsilon}$ von ca. $1 \cdot 10^3$ s⁻¹ auf ca. $7 \cdot 10^1$ s⁻¹ ab. Außerhalb des vollständig verformten Bereiches wurde die Verformung durch die axiale Verkürzungsgeschwindigkeit v_0 bestimmt [77], was zu einem rapiden Abfall der mittleren Dehnrates $\dot{\epsilon}$ auf ca. $5 \cdot 10^{-2}$ s⁻¹ im teilweise verformten Bereich $Z_{pl} \leq Z_{pd} \leq Z = h$ führte.

Ein direkter Vergleich der hier vorliegenden Ergebnisse mit denen aus [77] ist wegen unterschiedlicher Probendurchmesser und Umdrehungszahlen nicht möglich. Die in [77] diskutierten Ergebnisse aus Untersuchungen zum Reibschweißen von AA6028 ($R_{p0.2} = 290$ MPa, $R_m = 315$ MPa, $A = 10$ %) und Al-SiC ($R_{p0.2} = 340$ MPa, $R_m = 360$ MPa, $A = 3$ %) zeigen aber, dass unterschiedliche mechanische Kennwerte hinsichtlich Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung sich auf die Reibschweiß- und Berechnungsparameter entsprechend auswirkten. Im vollständig verformten Bereich $Z_{cs} \leq Z \leq Z_{pl}$ der Breite von 0.5 mm der reibgeschweißten Al-Legierung AA6082 (Probe 1-A5 in [77]) durchliefen die mittleren Dehnraten Werte von ca. $9 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ bis ca. $5 \cdot 10^2 \text{ s}^{-1}$, beim Übergang zum teilweise verformten Bereich $Z_{pl} \leq Z_{pd} \leq h$ fiel die Dehnrates auf ca. $1 \cdot 10^0 \text{ s}^{-1}$ ab. Die mittleren Dehnraten im Composite-Werkstoff Al-SiC waren im Vergleich dazu mit ca. $8 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$ und ca. $1 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ im Bereich $Z_{cs} \leq Z \leq Z_{pl}$ der Breite von 0.1 mm höher und mit ca. $2 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ im teilweise verformten Bereich $Z_{pl} \leq Z_{pd} \leq h$ niedriger [77]. Höhere Festigkeit und geringere Verformbarkeit von Al-SiC im Vergleich zu AA6082 resultierten in geringeren Werten für ρ , Z_{pl} und der axialen Verkürzungsgeschwindigkeit v_0 sowie in einer geringeren Dehnrates im Bereich $Z_{pl} \leq Z_{pd} \leq h$.

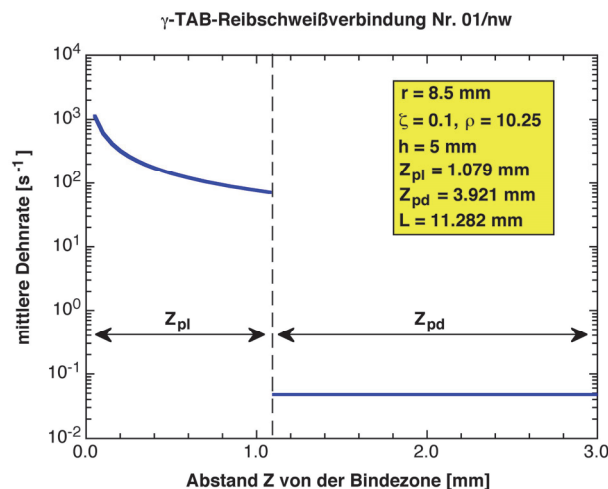


Bild 6.7: Verlauf der mittleren Dehnrate beim Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung ausgehend von der Bindezone bei $Z = 0$ mm in axiale Richtung (s. auch Bild 6.6 sowie Gleichungen 4.3-4.6).

In Tabelle 6.4 sind die Parameter für γ -TAB, AA6082 und Al-SiC wiedergegeben. Die Warmfestigkeit der γ -TAB-Feingusslegierung zeigte sich darin, dass wesentlich höhere Reib- (Faktor ca. 10 bis 15) und Stauchdrücke (Faktor ca. 12 bis 35) erforderlich waren, um signifikante Verformungen in radialer und axialer Richtung zu erzielen. Die vergleichsweise lange Prozessdauer lag auch in der geringeren Umdrehungszahl von 1500 min^{-1} begründet, die gemäß Gleichung 4.2 neben dem Reibdruck P_R über die Rotationsgeschwindigkeit v_{max} einen zusätzlichen Beitrag zur Leistungsdichte q_0/A liefert.

In Abschnitt 6.3.3 wird gezeigt, dass für die Korngröße der Rekristallisationsgefüge d_{DRX} neben Temperatur T und Druckspannungen P vor allem hohe Dehnraten $\dot{\epsilon}$ [98] bestimmend sind. Beachtlich ist, dass die hohen Dehnraten beim Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung nicht zur Bildung von Rissen geführt haben, wofür Akkomodationsvorgänge ursächlich waren, welche lokal die Mikrostruktur und Mikrotextur durch Verformung und Gefügeumwandlungen verändert haben.

Tabelle 6.4: Vergleich von γ -TAB (Durchmesser: 25 mm) mit AA6082 (Probe 1-A5) und Al-SiC hinsichtlich der Reibschweiß- und Berechnungsparameter. Die AA6082- und Al-SiC-Reibschweißproben haben einen Durchmesser von 16 mm [77].

Reibschweißparameter					
Werkstoff	P_R [MPa]	P_{st} [MPa]	t_{st} [s]	t_{pr} [s]	U [min^{-1}]
γ -TAB	280 - 310	570 - 580	6.0	57.0 – 61.6	1500
AA6082 [31]	20	20	2.4	1.74	3000
Al-SiC [31]	30	100	1.21	5.03	3000
Berechnungsparameter					
Werkstoff	h [mm]	Z_{pl} [mm]	V_0 [mm s^{-1}]	ζ	ρ_L
γ -TAB	5.000	1.079	0.2204	0.1	10.25
AA6082 [31]	3.75	0.5	1.4	0.1	6.5
Al-SiC [31]	5.1	0.1	0.8	0.1	2.4

Das Dehnraten-Modell von Midling und Grong [77] vermittelt ein Bild davon, wie sich werkstoffabhängige Dehnraten während eines Reibschweißprozesses örtlich verteilen, welche einer Messung nicht zugänglich sind. Anhand von γ -TAB, AA6082 und Al-SiC ist hier gezeigt worden, wie Werkstoffart und Reibschweißparameter für den örtlichen Verlauf der mittleren Dehnraten während eines Reibschweißprozesses bestimmend sind. Es ist zudem gezeigt worden, dass das Dehnraten-Modell von Midling und Grong [77] auch auf die intermetallische γ -TAB-Feingusslegierung angewendet werden kann.

6.3.3 Gefüge, Phasenverteilung und Mikrotextur

Die Panoramadarstellung in Bild 6.8 bildet die durch den Reibschweißprozess hervorgerufenen Änderungen in der Mikrostruktur in einem Bereich von der Bindezone bei $RD = Z = 0$ bis zum angrenzenden Grundwerkstoff bei $RD = Z = 4.991$ mm im Material- und Kristallorientierungskontrast ab. Dies entspricht auch in etwa der Breite einer Probenseite, in der die Mikrohärtigkeit sich kontinuierlich ändert. Das heterogene Gefügekontinuum in diesem Bereich wird hier als thermomechanisch beeinflusste Zone (TMBZ) bezeichnet.

Bild 6.8a ist mit Bild 6.4b, das die Reibschweißverbindung Nr. 04/wb mit dem homogenisierten γ -TAB darstellt, identisch. Die rote Linie parallel zur axialen Richtung $RD = Z$ kennzeichnet die Bereiche, die bei Vergrößerungen von 500x am REM von $RD = Z = 0.000$ mm (Zentrum der Bindezone) bis $RD = Z = 4.991$ mm (Übergang zwischen Grundwerkstoff und TMAZ) unter Bezugnahme auf das in Bild 6.5a dargestellte Mikrohärtigkeitsprofil nacheinander betrachtet wurden. Der Abstand zwischen der Rotationsachse und der roten Messlinie entspricht dem Radius $TD = r = 8.5$ mm. Die Darstellung der jeweiligen Mikrostrukturbereiche erfolgte im Rückstreuungselektronenmodus (Bilder 6.8b-6.8o). In den REM-Bildern erscheinen im Rückstreuungselektronenkontrast einige Gefügemerkmale heller als andere, was nicht unbedingt bedeutet, dass es sich hier um die α_2 -Ti₃Al-Phase aufgrund des höheren Ti-Gehaltes im Vergleich zur γ -TiAl-Phase handelt. Die axiale Probenrichtung RD ist parallel zu den horizontalen Bildkanten der REM-Darstellungen.

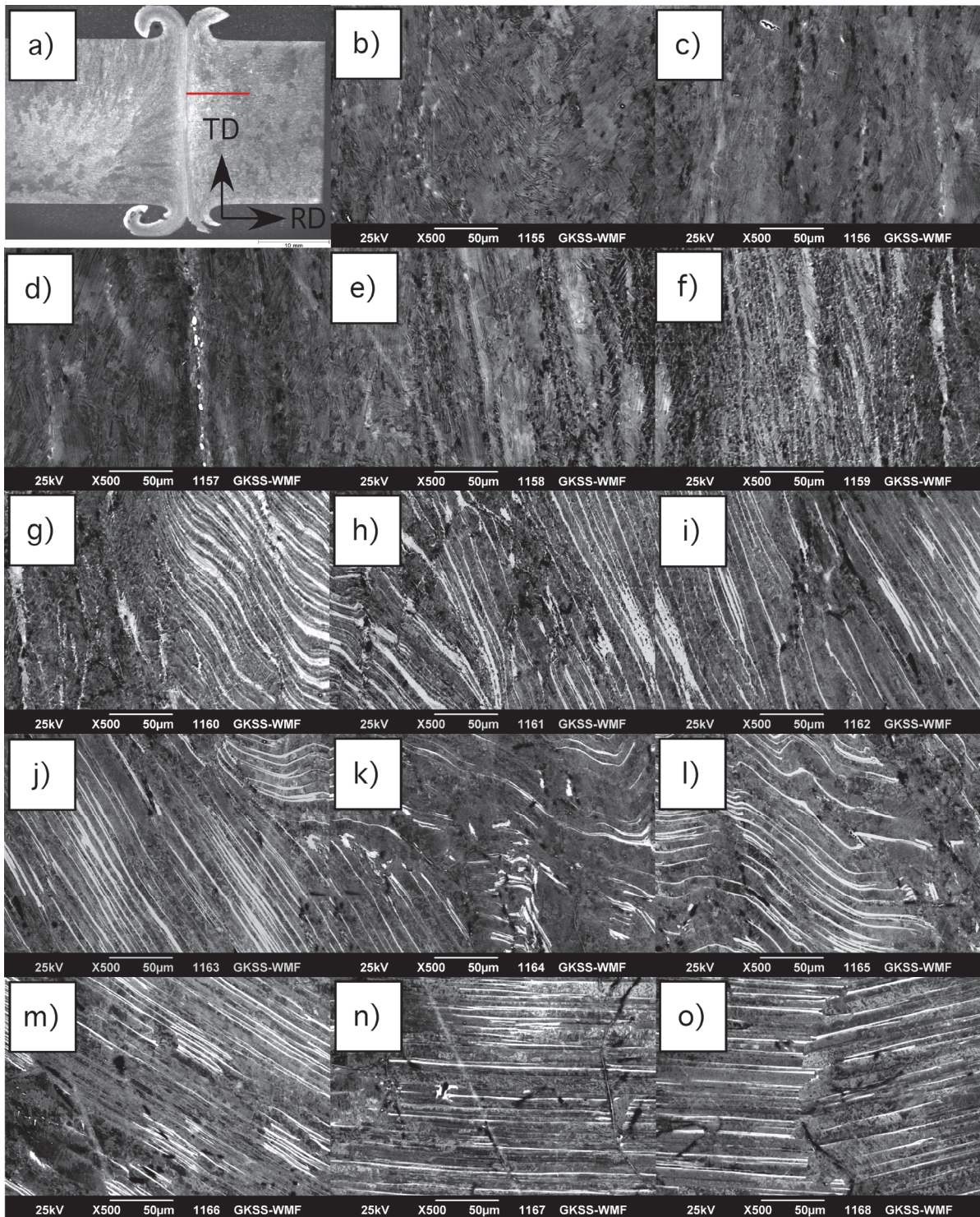


Bild 6.8: BSE-Darstellung des heterogenen Gefüges der Reibschweißverbindung Nr. 04/wb. a) Makroskopische Darstellung wie in Bild 5.2b; b) $Z = 0.000$ mm (BZ); c) $Z = 0.253$ mm (BZ), d) $Z = 0.430$ mm, e) $Z = 0.653$ mm, f) $Z = 0.882$ mm, g) $Z = 1.079$ mm, h) $Z = 1.350$ mm, i) $Z = 1.571$ mm, j) $Z = 1.755$ mm, k) $Z = 1.976$ mm, l) $Z = 2.351$ mm, m) $Z = 3.065$ mm, n) Gefüge zwischen GW und TMBZ bei $Z = 4.991$ mm, o) Gefüge des GW bei $Z = 8.389$ mm ($Z = RD$, $r = TD = 8.5$ mm).

Charakteristisch für das Grundwerkstoffgefüge (GW) der γ -TiAl-Feingusslegierung ist die lamellare Morphologie, die Verzahnung der Lamellenkörner an den Korngrenzen und das an den bandförmigen Strukturen erkennbare Boridnetzwerk (s. auch Bilder 2.4 und 6.3a). Die Lamellen verlaufen gerade

und sind parallel zueinander (Bild 6.8o). Diese Gefügemerkmale waren sowohl im Feingusszustand als auch im homogenisierten Zustand vorzufinden. Die Homogenisierung hat nicht zu einer Änderung der Mikrostruktur und Korngröße geführt. Es sei mit Hinweis auf [58, 64] erwähnt, dass das Legierungselement Bor neben einem kornfeinenden auch einen das Feingussgefüge stabilisierenden Effekt hat. Die vorliegenden metallographischen Befunde sind als weitere Bestätigung hierfür zu sehen.

Bei Annäherung an die Bindezone zeigt sich eine starke Biegung der Lamellen (Bilder 6.8g-6.8l). Dieser Gefügebereich wird als TMBZ-III bezeichnet. Diese Struktur geht über in einen Bereich, welcher durch eine feinkörnige und streifige Struktur gekennzeichnet (Bilder 6.8d-6.8f) ist und stellt die TMBZ-II dar. In der Bindezone ist das Gefüge lamellar aufgebaut und ist dort wesentlich feiner ausgebildet als der Grundwerkstoff (Bilder 6.8b-6.8c). Der Gefügebereich der Bindezone ist die TMBZ-I. Die Unterteilung des heterogenen Gefügekontinuums innerhalb der thermomechanisch beeinflussten Zone in TMBZ-I, TMBZ-II und TMBZ-III entspricht in Anlehnung an [77] (s. Bild 4.2) in etwa der Aufteilung in eine Kontaktzone ("contact section (Z_{cs})"), einen vollständig verformten ("fully plasticized region (Z_{pl})"), teilweise verformten ("partly deformed region (Z_{pd})") und unverformten Bereich ("undeformed region (Z_{ud})").

Die jeweiligen Mikrobereiche, dargestellt in den Bildern 6.8b bis 6.8o wurden einer standardlosen quantitativen EDX-Analyse unterzogen. Die Analysenergebnisse sind in den Bildern 6.9 und 6.10 dargestellt.

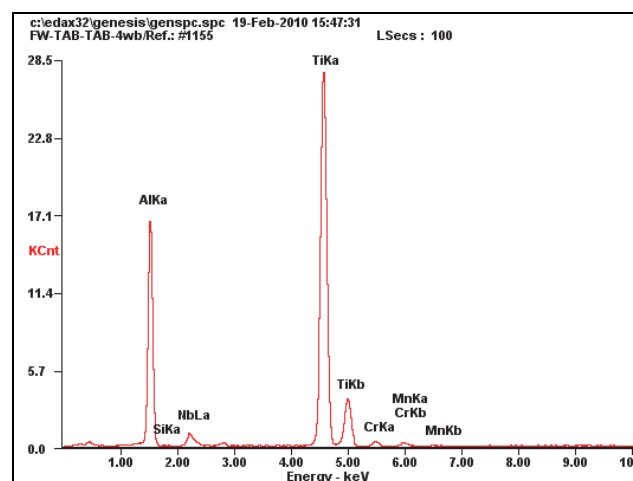


Bild 6.9: EDX-Spektrum des in Bild 6.8b dargestellten Mikrobereiches (REM-Bildnr.: #1155). Das Spektrum wurde unter folgenden Bedingungen aufgezeichnet: $WD = 10\text{ mm}$, $U_B = 25\text{ kV}$, $\delta = 60\text{ }\mu\text{m}$, $\beta_{Ab} = 35^\circ$, $I_E = 65\text{ }\mu\text{A}$; Totzeit zwischen 30 und 40 %. Die Zähldauer betrug 100 s.

Dem EDX-Spektrum in Bild 6.9 ist zu entnehmen, dass sich alle Legierungsbestandteile der γ -TAB-Feingusslegierung bis auf Bor nachweisen ließen und mit der ZAF-Korrekturmethode standardlos quantifiziert werden konnten. Die örtliche Verteilung der jeweiligen Legierungselemente zeigen die Bilder 6.10a und 6.10b. Es zu erkennen, dass der Ti-Gehalt ausgehend vom Grundwerkstoff (GW, #1168, $Z = RD = 8.389\text{ mm}$) zur Bindezone (BZ, #1155, $Z = RD = 0.000\text{ mm}$) hin geringfügig ansteigt,

hingegen der Al-Gehalt leicht abnimmt. Die jeweiligen Messpunkte in den Bildern 6.10a und 6.10b stellen arithmetische Mittelwerte dar, welche aus drei Einzelmessungen berechnet wurden. Die Ti-Gehalte schwanken in einem Bereich zwischen 50.65 At-% und 51.28 At-%, die Al-Gehalte zwischen 45.32 At-% und 45.85 At-%. Die Abweichungen zwischen den jeweiligen Mikrobereichen hinsichtlich der Legierungsbestandteile Mn, Cr, Nb und Si sind deutlich ausgeprägter. Insgesamt lässt sich die Feststellung treffen, dass das Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung insbesondere in der Umgebung der Bindezone, wo die mittleren Dehnraten (s. Bild 6.7) am höchsten waren, keine chemische Inhomogenitäten hervorgerufen hat. Die unterschiedlichen Helligkeiten in den Rückstreuелектроненbildern sind primär auf unterschiedliche Kristallorientierungskontraste zurückzuführen.

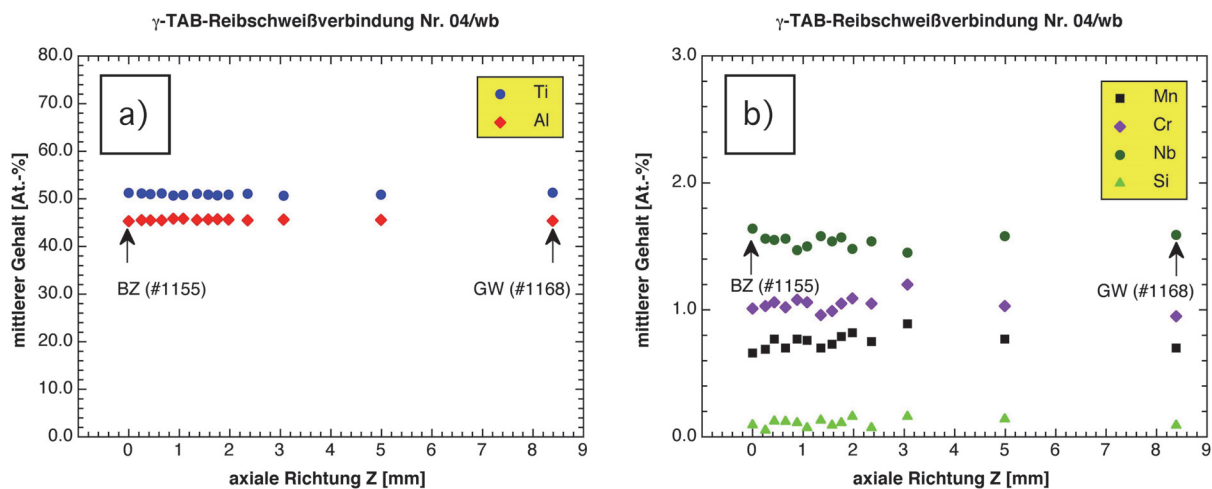


Bild 6.10: Örtliche Verteilung der chemischen Zusammensetzung der jeweiligen Mikrobereiche; a) örtliche Ti- und Al-Verteilung, b) örtliche Mn-, Cr-, Nb- und Si-Verteilung (#1155: Bindezone, #1168: Grundwerkstoff).

Mit ca. 45 At.-% Al befinden sich die für das Reibschweißen maßgeblichen Temperaturlagen bei $T_{(\alpha+\gamma)} = 1120\text{ °C}$, $T_{\alpha} = 1300\text{ °C}$ und $T_{\max} = 1490\text{ °C}$ gemäß dem binären Ti-Al-Zustandsdiagramm, das aus [39] entnommen wurde. Insbesondere die Maximaltemperatur von 1490 °C wird zur Berechnung der örtlichen Temperaturverteilung nach Gl. 4.9 (s. Kap. 4, Abschnitt 4.3) herangezogen und mit metallographisch ermittelten Schätzwerten verglichen (s. Abschnitt 6.3.5). Die verschiedenen Temperaturlagen gehen aus Bild 6.11 hervor.

Die Globaltextur des Grundwerkstoffes wurde mit dem Textur-Neutronendiffraktometer TEX-2 am GKSS-Forschungsreaktor FRG-1 gemessen. Brokmeier et al. [99] ermittelten eine $\langle 111 \rangle$ -Fasertextur, welche für die Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) typisch ist. Die Polfigur, dessen Projektionsebene parallel zur Stoßfläche einer der γ -TAB-Reibschweißverbindungen ist, ist in Bild 6.12 wiedergegeben. In [102] ist berichtet worden, dass ein γ -TiAl-Ingot ebenfalls durch eine $\langle 111 \rangle$ -Fasertextur gekennzeichnet war.

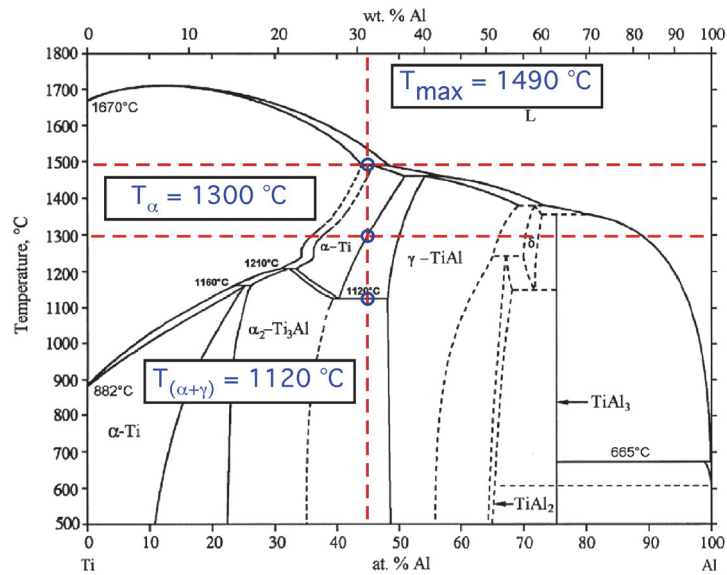


Bild 6.11: Lage der Transuspunkte $T_{(\alpha+\gamma)}$ und T_{α} sowie der Maximaltemperatur T_{max} im binären Ti-Al-Zustandsdiagramm (aus [39]), ermittelt bei $C_{Al} \approx 45$ At.-% basierend auf den EDX-Daten).

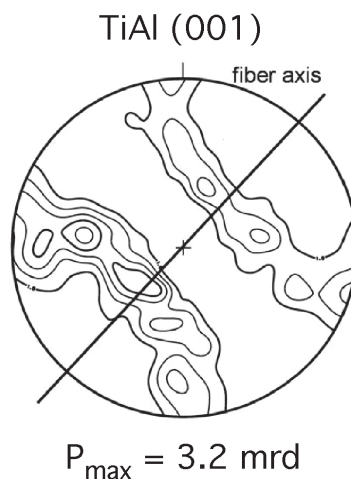


Bild 6.12: (001)-Polfigur der γ -Phase in der γ -TAB-Feingusslegierung (Probe TiAl-TiAl-04-3VP) im Bereich des Grundwerkstoffes [99].

Eine EBSD-Messung im Grundwerkstoffbereich der Reibschweißverbindung war zwar möglich, jedoch war die statistische Güte der Messdaten aufgrund geringer Kornzahl in einem ausgewählten Mikrobereich bei 500-facher Vergrößerung am REM wegen der Grobkörnigkeit des Grundwerkstoffgefüges unzureichend. In Bild 6.13 ist ein Ausschnitt des Grundwerkstoffes der γ -TAB-Feingusslegierung im Kristallorientierungskontrast dargestellt. Zu sehen sind lediglich zwei Lamellenkolonien, welche auch bei dieser Vergrößerung nicht vollständig abgebildet sind. Dem Kristallorientierungsbild sind hauptsächlich die Kristallrichtungen $\langle 110 \rangle_{\gamma} // ND$ und $\langle 001 \rangle_{\gamma} // ND$ zu entnehmen, der grün eingefärbte Bereich hat Kristallrichtungen, welche zwischen $\langle 001 \rangle_{\gamma}$ und $\langle 100 \rangle_{\gamma}$ liegen. Die Mikrotextur des dort dargestellten Bereiches kann mit $g_{\gamma} = (110)[001]$ (Goss-Lage) angegeben werden, obwohl der Grundwerkstoff global durch eine $\langle 111 \rangle_{\gamma}$ -Fasertextur gekennzeichnet ist [99]. Die hohe Regelung von $P_{max} = 34.7$ mrd zeigt zudem, dass der in Bild 6.13 dargestellte

Mikrobereich keine statistische Signifikanz besitzt, d.h. je kleiner die Zahl der Körner, desto höher ist die Poldichte bzw. die Abweichung von einer Regellosigkeit und umgekehrt. Der α_2 -Gehalt liegt im ausgewählten Mikrobereich bei 2.5 %, die Strukturabmessungen ergaben einen Wert von 52.7 μm . Anzumerken ist hier, dass auf den Begriff "Korngröße" bewusst verzichtet und stattdessen der Begriff "Strukturabmessungen (S)" verwendet wurde (s. Kap. 5, Abschnitt 5.1), da keine Körner bzw. keine einzelnen Lamellenkolonien bei 500-facher Vergrößerung darstellbar waren. Der ausgewählte Mikrobereich wurde bei $\text{RD} = \text{Z} = 8.082 \text{ mm}$ aufgenommen, dort wurde eine Mikrohärte von ca. 247HV0.5 gemessen, in welche neben den Strukturabmessungen S auch das die Festigkeit bestimmende α_2/γ -Verhältnis eingeht [1, 55].

Eine wesentliche Verbesserung der Kornstatistik war auch mit einer Verringerung der Vergrößerung von 500-fach auf 150-fach nicht erzielbar. Hierbei machte sich zudem die Defokussierung auf der um 70° gekippten Probe stärker bemerkbar. Die Schrittweite wurde auf 1.0 μm festgelegt, um die EBSD-Messzeit in einem vertretbaren Rahmen zu halten. Dies führte jedoch dazu, dass das Kristallorientierungsbild eine geringe Auflösung bzw. Sättigung aufwies. Das Ergebnis dieser Orientierungsmessung ist in Bild 6.14 wiedergegeben. Die $(111)_\gamma$ -Polfigur lässt ansatzweise eine $\langle 111 \rangle_\gamma // \text{TD}$ -Fasertextur erkennen, jedoch ist wegen der Grobkörnigkeit kein dichtes Orientierungsband von $-\text{RD}$ nach $+\text{RD}$ vorhanden. Allerdings kommt dies dem Befund in [99] relativ nahe.

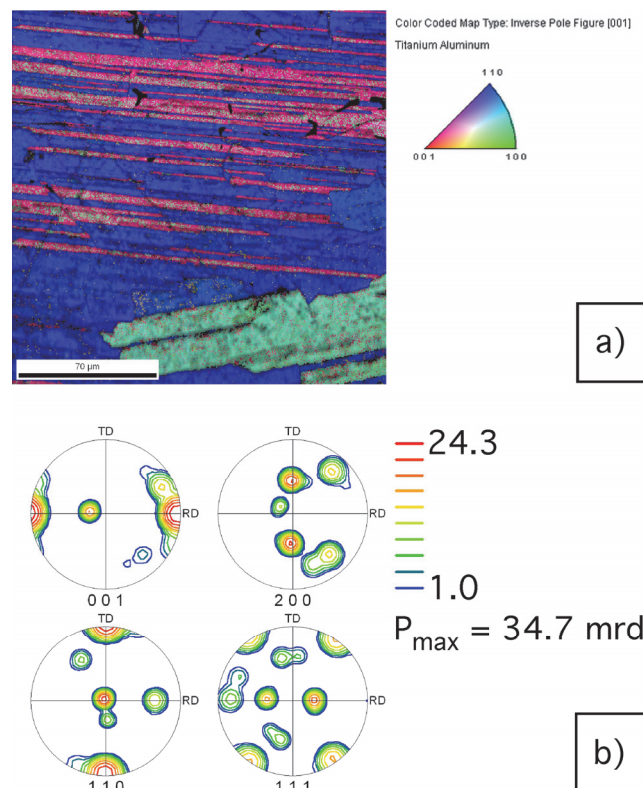


Bild 6.13: a) Ausschnitt des Grundwerkstoffs der γ -TAB-Feingusslegierung bei $\text{RD} = 8.082 \text{ mm}$. Der α_2 -Gehalt liegt bei 2.5 %. Die dominierenden Kristallrichtungen in diesem Ausschnitt sind $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ und $\langle 001 \rangle // \text{ND}$; b) den Polfiguren ist u.a. die Goss-Textur $g_\gamma = (110)[001]$ zu entnehmen ($P_{\text{max}} = 34.7 \text{ mrd}$). Die Strukturabmessung ergab einen Wert von 52.7 μm , der α_2 -Gehalt lag bei 2.5 %.

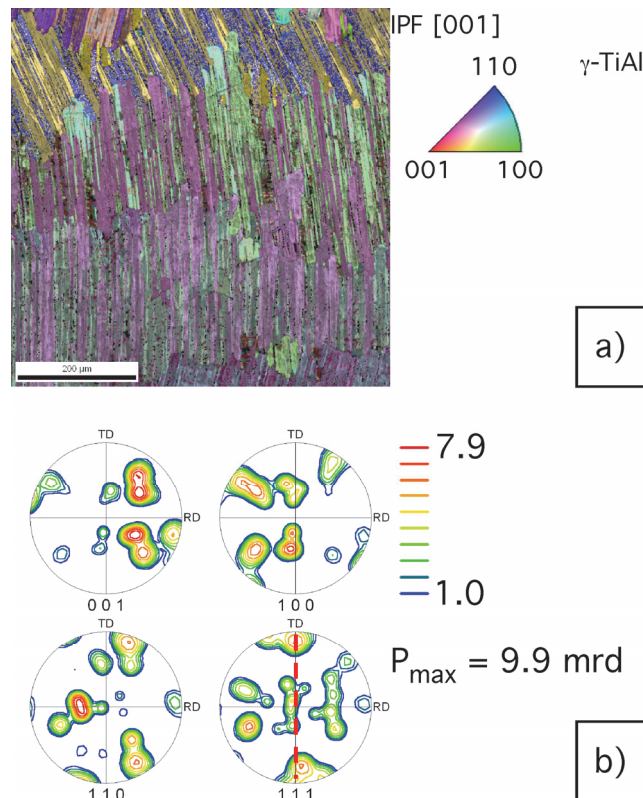


Bild 6.14: Orientierungsmessung durchgeführt bei 150-facher Vergrößerung am REM ($P_{max} = 9.9$ mrd). a) Kristallorientierungsbild, b) Polfiguren (die rot gestrichelte Linie gibt die $\langle 111 \rangle$ -Faserrichtung an).

Der Übergangsbereich vom Grundwerkstoff in die thermomechanisch beeinflusste Zone (TMBZ) bei RD = Z = 4.590 mm (Bild 6.15) ist ebenfalls durch eine grob-lamellare Morphologie mit verzahnten Korngrenzen und geraden Lamellen sowie einem bandförmigen Boridnetzwerk gekennzeichnet, zusätzlich sind kleinere Körner vorhanden. Die Mikrohärtigkeit dort ist mit ca. 266HV0.5 geringfügig höher als im Grundwerkstoff mit ca. 247HV0.5. Dieser geringfügige Anstieg der Mikrohärtigkeit ist wahrscheinlich auf Verfestigung zurückzuführen, wobei auch die im Vergleich zum Grundwerkstoff geringeren Strukturabmessungen von 31.9 μm zur Zunahme der Mikrohärtigkeit beigetragen haben dürften. Für den α_2 -Gehalt wurde ein Wert von 2.0 % ermittelt, welcher nur geringfügig von dem des Grundwerkstoffs abweicht.

In Bild 6.15 ist des Weiteren zu erkennen, dass überwiegend die $\langle 111 \rangle_\gamma$ -Kristallrichtung parallel zur Normalenrichtung ND dominiert. Dort liegt die Orientierung $g_\gamma = (11-1)[112]$ vor. Die Regelung von $P_{max} = 35.3$ mrd ist bedingt durch die Grobkörnigkeit ebenfalls hoch, jedoch niedriger als im Mikrobereich des Grundwerkstoffes, was damit erklärt werden kann, dass im ausgewählten Mikrobereich vereinzelt kleinere und vor allem mehrere Körner auftraten. Aus dem Vergleich zwischen den Bildern 6.13 und 6.15 ergibt sich, dass die Orientierungsbeschreibung nur für den jeweilig abgebildeten Mikrobereich zutreffend sein kann, jedoch daraus keine allgemeinen Rückschlüsse auf das globale Feingussgefüge wegen seiner Grobkörnigkeit abgeleitet werden können. Für die nachfolgenden Mikrobereiche wird zu Vergleichszwecken die in den Bildern 6.14 und 6.15 gezeigte Orientierungsdarstellung als Referenz herangezogen.

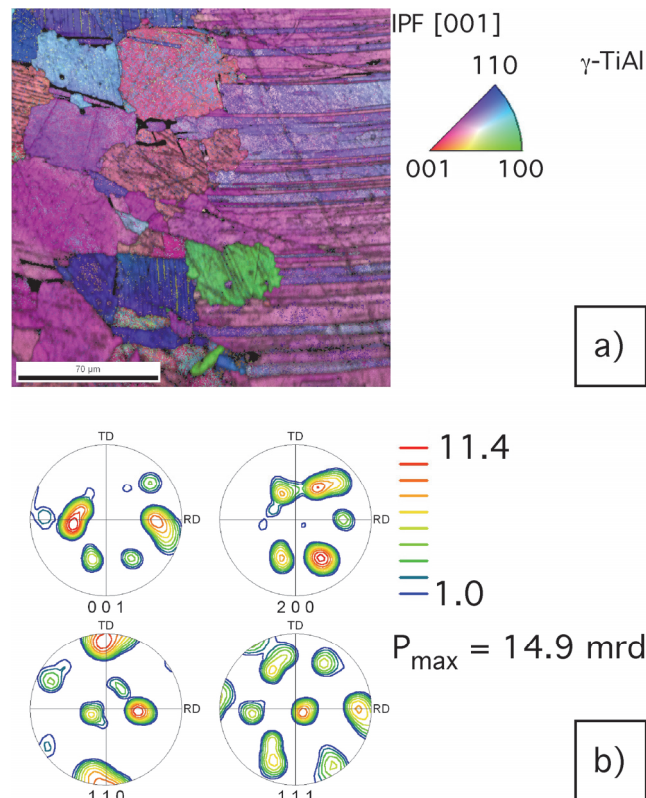


Bild 6.15: a) Übergangsbereich zwischen Grundwerkstoff und TMBZ. Hier tritt überwiegend die $\langle 111 \rangle_\gamma$ -Kristallrichtung in Erscheinung. Vereinzelt treten auch die $\langle 110 \rangle_\gamma$ - und $\langle 100 \rangle_\gamma$ -Kristallrichtungen auf; b) der hier gezeigte Mikrobereich weist in etwa Orientierung $g_\gamma = (11-1)[112]$ auf ($P_{\max} = 14.9$ mrd). Die Strukturabmessung ergab einen Wert von $31.9 \mu\text{m}$, der α_2 -Gehalt lag bei 2.0 %.

Die Bindezone (TMBZ-I) im Bereich von $Z = 0.000$ mm bis $Z = 0.221$ mm stellt sich als Rekristallisationsgefüge dar, welches durch eine fein-lamellare Mikrostruktur gekennzeichnet ist (Bild 6.16). Die mittels EBSD bestimmten Strukturabmessungen S ergaben Werte von $7.94 \mu\text{m}$ bei $Z = 0.000$ mm und $9.11 \mu\text{m}$ bei $Z = 0.221$ mm. Der α_2 -Gehalt von 9.2 % bei $Z = 0.000$ mm und 11.8 % bei $Z = 0.221$ mm ist höher als im Grundwerkstoff sowie im Übergangsbereich zur thermomechanisch beeinflussten Zone (TMBZ). Gefügeverfeinerung einerseits und Zunahme des α_2 -Gehaltes andererseits waren primär ursächlich für den Anstieg der Mikrohärt.

Der Einfluss der Gefügeverfeinerung auf die Mikrohärt lässt darauf schließen, dass ein dem Hall-Petch-Mechanismus ähnlicher Vorgang wirksam war [1, 55, 100]. Jedoch wird dieser Mechanismus bestimmt durch die Anisotropie des lamellaren Gefüges [100], d.h. Versetzungen wechselwirken mit α_2/γ -, γ/γ - und γ -Domänen-Grenzflächen, wobei zwischen "weichen" und "harten" Orientierungen der Lamellen relativ zur Beanspruchungsrichtung unterschieden wird [100, 101]. Die Hall-Petch-Beziehung zur Abschätzung der Dehngrenze $R_{p0.2}$ ist streng genommen nur für globulare, texturfreie TiAl-Legierungen geeignet [52], jedoch nicht für γ -TiAl-Legierungen mit lamellarem Gefüge, weil neben mittlerer Koloniegröße d auch die Lamellenbreite Λ und der Anteil an α_2 -Phase sowie Textur und Verfestigung einen Einfluss auf die Dehngrenze $R_{p0.2}$ haben [18, 52, 102]. Mit der Abnahme der Koloniegröße ging auch eine Abnahme der Lamellendicke einher, wie der unmittelbare Vergleich zwischen den Bildern 6.13 und 6.15 bzw. 6.16 zeigt. Die im Vergleich zum Grundwerkstoff deutlich

geringeren Strukturabmessungen zeigten sich auch entsprechend in einem geringeren Wert für die Poldichte von $P_{\max} = 5.5$ mrd.

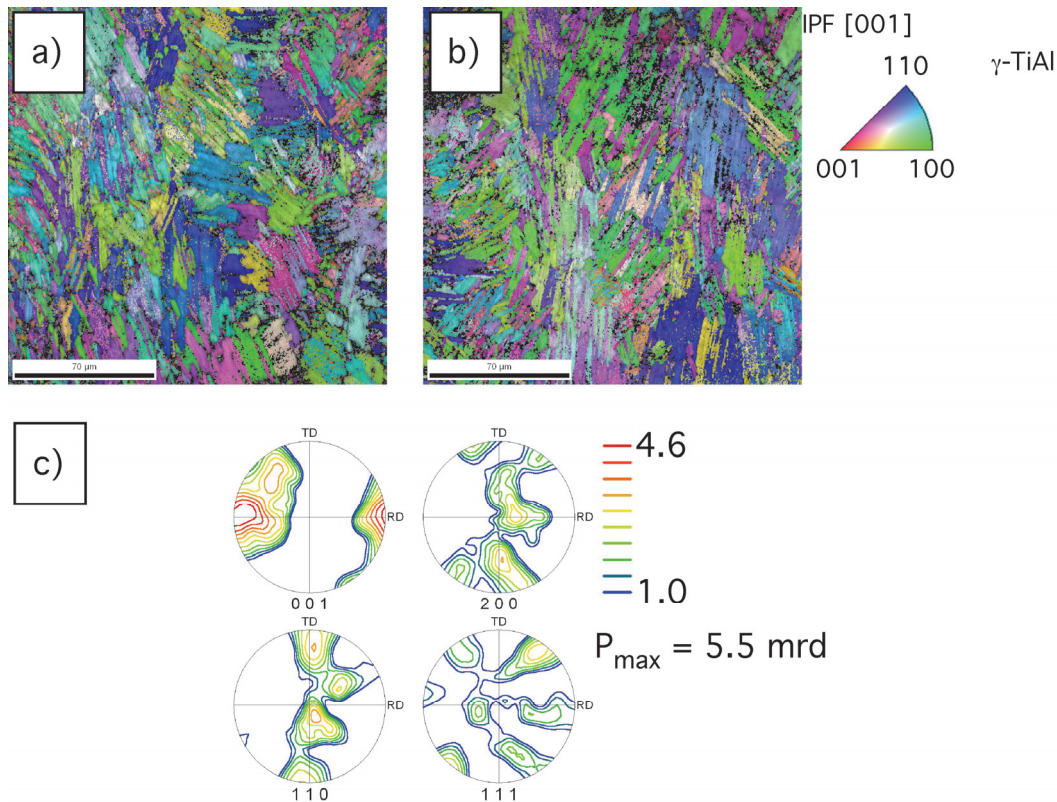


Bild 6.16: Mikrotextur der Bindezone (TMBZ-I); a) bei $Z = 0.000$ mm, b) bei $Z = 0.221$ mm. Den Kristallorientierungsbildern ist zu entnehmen, dass überwiegend die $\langle 110 \rangle_{\gamma}$ - und $\langle 100 \rangle_{\gamma}$ -Kristallrichtungen parallel zu ND auftreten. Die c-Achse der γ -Phase ist nahezu parallel zur Probenachse ausgerichtet; c) In den $\langle 100 \rangle_{\gamma}$ - und $\langle 110 \rangle_{\gamma}$ -Polfiguren ist gut zu erkennen, dass ein Orientierungsband von $-TD$ nach $+TD$ verläuft. In der Bindezone liegt eine $\langle 001 \rangle_{\gamma}$ -Fasertextur vor ($P_{\max} = 5.5$ mrd).

Das axiale Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) führte zu lokaler Zerstörung des grob-lamellaren Ausgangsgefüge und zur Bildung einer fein-lamellaren Struktur in der Bindezone. Die Mikrostruktur der Bindezone (Bilder 6.8b, 6.8c, 6.16) weist Ähnlichkeiten mit der von Müllauer et al. [103] untersuchten γ -TiAl-Gusslegierung Ti-45Al-3.7(Cr, Nb, Mn, Si)-0.5B(At.-%) auf, die bei 1150 °C isotherm geschmiedet und dann bei 1360 °C/0.3h oberhalb der T_{α} -Transustemperatur wärmebehandelt wurde. Die Autoren [103] berichteten, dass die Abkühlung entlang dem Reaktionspfad $\alpha \rightarrow (\alpha+\gamma) \rightarrow (\alpha_2+\gamma)$ verlief, woraus eine Kolonie- und Lamellenverfeinerung resultierte. Es war deshalb anzunehmen, dass während des Reibschweißens der γ -TAB-Feingusslegierung im Bereich der Stoßflächen Prozesstemperaturen oberhalb der T_{α} -Transustemperatur dieser Legierung erzielt worden sind [16].

Die lokale Gefügeverfeinerung in der Bindezone der γ -TAB-Reibschweißverbindung (TMBZ-I) war Folge dynamischer Rekristallisation während der Verformung in der Reib-, Abbrems- und Stauchphase und der danach einsetzenden Abkühlung aus dem α - über das $(\alpha+\gamma)$ - in das $(\alpha_2+\gamma)$ -

Phasengebiet, wobei α eine ungeordnete hexagonale, γ eine geordnete tetragonale L1₀- und α_2 eine geordnete hexagonale D0₁₉-Struktur ist. In der hier vorliegenden Bindezone wurde ein α_2 -Gehalt zwischen 9 und 12 % mittels EBSD bestimmt, woraus folgt, dass die nach dem Reibschweißen gegebenen Abkühlbedingungen weder zu einer massiven Umwandlung auf dem Reaktionspfad $\alpha \rightarrow \gamma$ [10] noch zur Unterdrückung der γ -Phase gemäß der Reaktion $\alpha \rightarrow \alpha_2$ [56] geführt haben. Für die Korngröße des lamellaren Gefüges sind Temperaturen oberhalb der T_α -Transustemperatur mit entsprechender Haltedauer sowie Abkühlraten bestimmend [18]. Zu den höheren α_2 -Gehalten in diesem Bereich können Diffusionsvorgänge beigetragen haben.

Mit der Gefügeverfeinerung hat sich in der Bindezone der γ -TAB-Feingusslegierung eine $\langle 001 \rangle_\gamma$ -Fasertextur eingestellt (Bild 6.16). Die jeweiligen $(100)_\gamma$ - und $(110)_\gamma$ - Polfiguren zeigen ein Orientierungsband in Transversalrichtung von -TD nach +TD verlaufend, was auch aus dem Kristallorientierungsbild am Auftreten der $\langle 100 \rangle_\gamma$ - und $\langle 110 \rangle_\gamma$ -Kristallrichtungen ersichtlich ist (Bild 6.16), sie weisen eine nahezu gleichmäßige Verteilung in radialer Richtung auf, d.h. sind senkrecht zur Axialrichtung RD angeordnet. Die der c-Achse der γ -Phase entsprechende $\langle 001 \rangle_\gamma$ -Kristallrichtung ist nahezu parallel zur Rotationsachse der Reibschweißproben bzw. Axialrichtung RD und damit parallel zur Schweißdruckrichtung orientiert. Die $\langle 001 \rangle_\gamma$ -Fasertextur enthält die Goss-Lage mit der Orientierung $g_\gamma = (110)[001]$ (Lage bei $(\alpha, \beta) = (90^\circ, 0^\circ) = (90^\circ, 180^\circ)$ in der $(001)_\gamma$ -Polfigur). Die $\langle 111 \rangle_\gamma$ -Kristallrichtungen sind in den jeweils betrachteten Mikrobereichen dagegen sehr schwach ausgeprägt.

Verformung infolge Scher-, Torsions- und Druckbeanspruchung mit hohen mittleren Dehnraten und Rekristallisation fanden im α -Phasengebiet oberhalb der T_α -Transustemperatur statt, wofür die im Vergleich zum Grundwerkstoff feinkörnigere Mikrostruktur in der Bindezone spricht, die während der Abkühlung entlang des Reaktionspfades $\alpha \rightarrow (\alpha+\gamma) \rightarrow (\alpha_2+\gamma)$ entstanden ist. Die Feinkörnigkeit der Bindezone ist vermutlich auf eine hohe Zahl von Rekristallisationskeimen zurückzuführen. Beim Reibschweißen wurde die $(11-1)[112]$ -Textur im Übergangsbereich zwischen Grundwerkstoff und TMBZ (Bild 6.15) (bzw. die makroskopische $\langle 111 \rangle_\gamma$ -Fasertextur des Grundwerkstoffs) der γ -TAB-Feingusslegierung in die $\langle 001 \rangle_\gamma$ -Fasertextur in der Bindezone (Bild 6.16) überführt, was durch Verformung und dynamische Rekristallisation als Akkomodationsvorgang [77] während des Reibschweißprozesses hervorgerufen wurde. Die Lage um $\langle 001 \rangle_\gamma$ parallel zur Rotationsachse scheint die bevorzugte Orientierung zu sein, weil Rekristallisationskeime mit $\langle 001 \rangle_\gamma$ -Orientierung wahrscheinlich die günstigsten Wachstumsbedingungen während des gesamten Reibschweißprozesses vorgefunden haben. Die Verteilung der $\langle 110 \rangle_\gamma$ - und $\langle 100 \rangle_\gamma$ -Kristallrichtungen in Radialrichtung ist ein Hinweis darauf, dass im Bereich der Bindezone die Verformung entsprechend in dieser Richtung stattgefunden hat. Dafür spricht der Reibgrat im Außenbereich der γ -TAB-Reibschweißverbindungen an der Bindezone (s. Bild 6.4), der Folge eines Transports von verformten Materialsichten in radialer Richtung ist, was dem von Schober und Neumann [17] beschriebenen Mechanismus der Reibgratbildung entspricht. Ausgehend von der $(110)_\gamma$ -Polfigur in Bild 6.16 kann angenommen werden, dass die lokale Texturdrehung durch das Gleitsystem $1/2\langle 110 \rangle\{111\}_\gamma$ akkomodiert wurde, d.h. Gleitung erfolgte auf der $\{111\}_\gamma$ -Ebene in Richtung parallel zu $\langle 110 \rangle_\gamma$ und

damit in radialer Richtung. Dann folgt unter Zugrundelegung der Blackburn-Orientierungsbeziehungen $\{111\}_{\gamma}/\{0001\}_{\alpha}$ und $\langle 110 \rangle_{\gamma}/\langle 11-20 \rangle_{\alpha}$, dass die im α -Phasengebiet stattgefundene Verformung während des Reibschweißprozesses hauptsächlich vom basalen Gleitsystem $\langle 11-20 \rangle_{\alpha}\{0001\}_{\alpha}$ getragen wurde.

Die Korngröße d_{DRX} eines durch Reibschweißen erzeugten Rekristallisationsgefüges ist abhängig von der Dehnrates $\dot{\epsilon}$, der Spannung σ und der Temperatur T [98]. Den Zusammenhang zwischen diesen Größen stellten Attallah et al. [98] unter Zugrundelegung des Zener-Holloman-Parameters Z_H durch

$$Z_H = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_{\text{DRX}}}{R_m T}\right) \quad (\text{Gl. 6.1})$$

her und brachten damit die Rekristallisationskorngröße d_{DRX} durch

$$d_{\text{DRX}} = k \cdot Z_H^{-\alpha} \quad (\text{Gl. 6.2})$$

zum Ausdruck [98]. Darin sind k und α Konstanten, R_m die universelle Gaskonstante, Q_{XRD} die Aktivierungsenergie für Rekristallisation und T die Temperatur. Einsetzen von Gleichung 6.1 in Gleichung 6.2 führt dann auf

$$d_{\text{DRX}} = k \cdot \left(\dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_{\text{DRX}}}{R_m T}\right)\right)^{-\alpha}, \quad (\text{Gl. 6.3})$$

woraus zu entnehmen ist, dass die Rekristallisationskorngröße d_{DRX} umso kleiner wird, je höher die Dehnrates $\dot{\epsilon}$ ist. Innerhalb der Bindezone der reibgeschweißten γ -TAB-Feingusslegierung nahm die Strukturabmessung von $7.94 \mu\text{m}$ auf $9.11 \mu\text{m}$ im Bereich zwischen $Z = 0.000 \text{ mm}$ und $Z = 0.221 \text{ mm}$ zu, während sich die mittlere Dehnrates $\dot{\epsilon}$ in diesem Bereich von ca. 1130 s^{-1} auf ca. 320 s^{-1} verringert hat (s. Bild 6.7). Hier bestand eine Tendenz, welche durch Gleichung 6.3 zum Ausdruck kommt. Der Ansatz, die Rekristallisationskorngröße mit Hilfe des Zener-Holloman-Parameters Z_H zu bestimmen, findet sich auch in der Arbeit von Chang et al. [104], die Reibrührschweißversuche an der Magnesium-Legierung AZ31 durchgeführt haben.

Das feinkörnig-lamellare Rekristallisationsgefüge in der Bindezone (TMBZ-I) der γ -TAB-Reibschweißverbindung Nr. 04/wb geht bei $Z = 0.430 \text{ mm}$ in die TMBZ-II über, dessen Struktur durch ein streifiges Duplexgefüge gekennzeichnet ist und sich bis etwa $Z = 1.079 \text{ mm}$ erstreckt (Bilder 6.8e-6.8g), wo der Übergang in die TMBZ-III erfolgt. Ein Duplexgefüge besteht aus nebeneinander liegenden globularen γ - und lamellaren γ/α_2 -Körnern und bildet sich durch Abkühlung aus dem $(\alpha+\gamma)$ -Phasengebiet auf Raumtemperatur, wobei rasche Abkühlung zu einer fein-lamellaren Struktur in den γ/α_2 -Körnern des Duplexgefüges führt [1, 18, 55]. Im Bereich zwischen $Z = 0.430 \text{ mm}$ und $Z = 1.079 \text{ mm}$ war die Temperatur niedriger als in der Bindezone. Bei der Position $Z = 0.430 \text{ mm}$ entsprach die Temperatur in etwa der T_{α} -Transustemperatur und bei $Z = 1.079 \text{ mm}$ in etwa der Übergangstemperatur, die das $(\alpha_2+\gamma)$ - vom $(\alpha+\gamma)$ -Phasengebiet trennt. Bei der vorliegenden

Duplexstruktur handelt es sich ebenfalls um ein Rekristallisationsgefüge, dessen Struktur in Bild 6.17 bei $Z = 0.854$ mm und $Z = 1.092$ mm dargestellt ist.

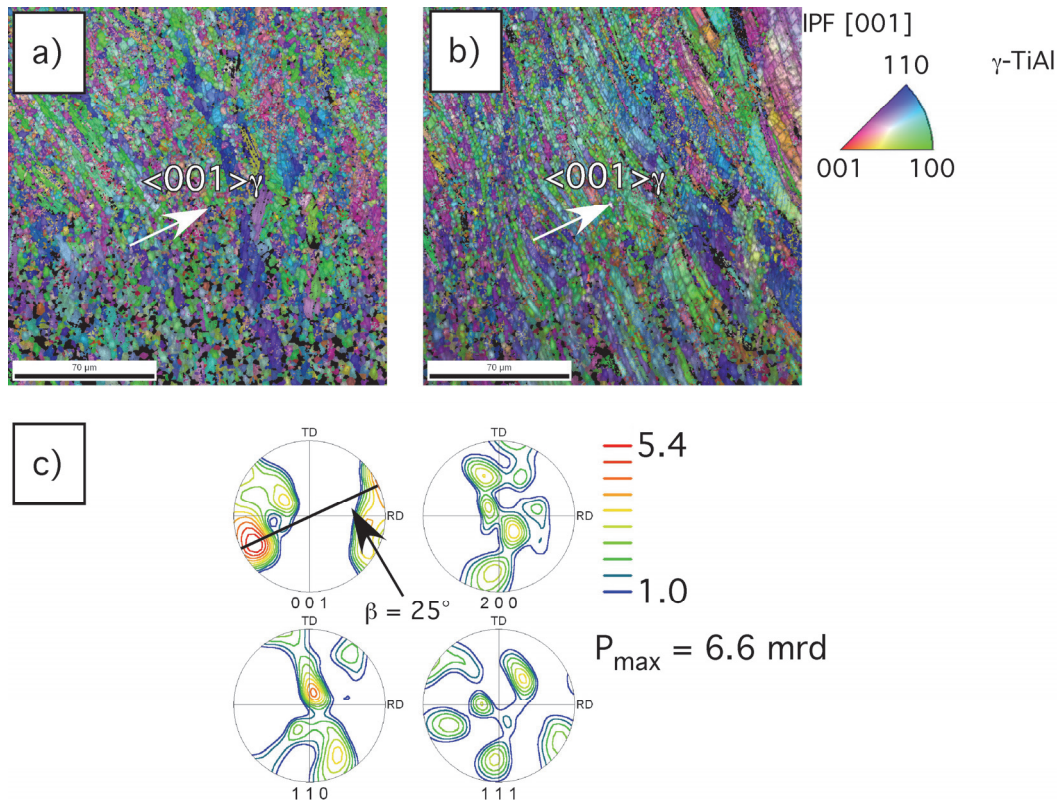


Bild 6.17: Mikrotextur der TMBZ-II; a) bei $Z = 0.854$ mm, b) $Z = 1.092$ mm. Wie in der Bindezone dominieren hier die zu ND orientierten $\langle 110 \rangle$ - und $\langle 100 \rangle$ -Kristallrichtungen. Der Winkel zwischen der c -Achse der γ -Phase und der RD-Achse der vorliegenden $(001)\gamma$ -Polfigur beträgt etwa 25° ; c) die $(100)\gamma$ - und $(110)\gamma$ -Polfiguren weisen ebenfalls Orientierungsbänder auf wie die der Bindezone (TMBZ-I) ($P_{\max} = 6.6$ mrd).

Die mittels EBSD ermittelten Strukturabmessungen bei den jeweiligen Z-Positionen ergaben Werte von $2.69 \mu\text{m}$ bzw. $4.61 \mu\text{m}$ mit α_2 -Gehalten von 18.3 % bzw. 11.3 %, was mit einer Verringerung der Mikrohärtigkeit von ca. 328HV0.5 auf ca. 318HV0.5 einherging. Die $(001)\gamma$ -Polfigur in Bild 6.17c weist gegenüber der Bindezone (TMBZ-I) wegen des Winkels von etwa $\beta \approx 25^\circ$ zwischen der c -Achse und der RD-Achse der $(001)\gamma$ -Polfigur eine veränderte Richtung auf. Die TMBZ-II ist ebenfalls durch eine um $\beta \approx 25^\circ$ gedrehte $\langle 001 \rangle\gamma$ -Fasertextur gekennzeichnet. Träger plastischer Verformungen im $(\alpha+\gamma)$ -Phasengebietes während des Reibschweißens waren sowohl die Gleitsysteme $1/2\langle 110 \rangle\{111\}\gamma$ als auch $\langle 11-20 \rangle\{0001\}\alpha$. Die Drehung um ND = n mit dem Winkel von $\beta \approx 25^\circ$ zeigt sich in den Kristallorientierungsbildern (Bilder 6.17a und 6.17b) am Verlauf der streifigen Struktur des Duplexgefüges. Diese Drehung ist möglicherweise darauf zurückzuführen, dass sich die axialen Komponenten der mittleren Dehnrate in diesen Bereichen stärker bemerkbar gemacht haben. Kennzeichnend für den Übergangsbereich zwischen der TMBZ-II und der TMBZ-III ist ebenfalls ein Duplex-Gefüge. Bei $Z = 1.299$ mm wurden Strukturabmessungen von $9.99 \mu\text{m}$ und ein α_2 -Gehalt von 12.2 % ermittelt (Bild 6.18a). Der Übergang in die groblamellare Gefügestruktur der TMBZ-III bei $Z = 1.506$ mm ist aus Bild 6.18b ersichtlich, wo Strukturabmessungen von $7.23 \mu\text{m}$ und ein α_2 -Gehalt von

13.8 % bestimmt wurden. Die Mikrohärtigkeit der jeweiligen Mikrobereiche betrug ca. 299HV0.5 bzw. 293HV0.5. Gegenüber der TMBZ-II (s. Bild 6.17) liegt hier keine $\langle 001 \rangle_\gamma$ -Fasertextur vor, was an der Aufspaltung des Orientierungsbandes erkennbar ist (Bild 6.18c). Die Darstellungen in den Bildern 6.17 und 6.18 geben das Duplex-Gefüge in einem Bereich von $Z = 0.845$ mm bis $Z = 1.506$ mm wieder, in welchem sich das Gefüge tendenziell mit abnehmender Mikrohärtigkeit vergrößert hat, was mit Bezugnahme auf Gleichung 6.3 wie im Fall der TMBZ-I (Bindezone) mit abnehmenden mittleren Dehnraten erklärt werden kann.

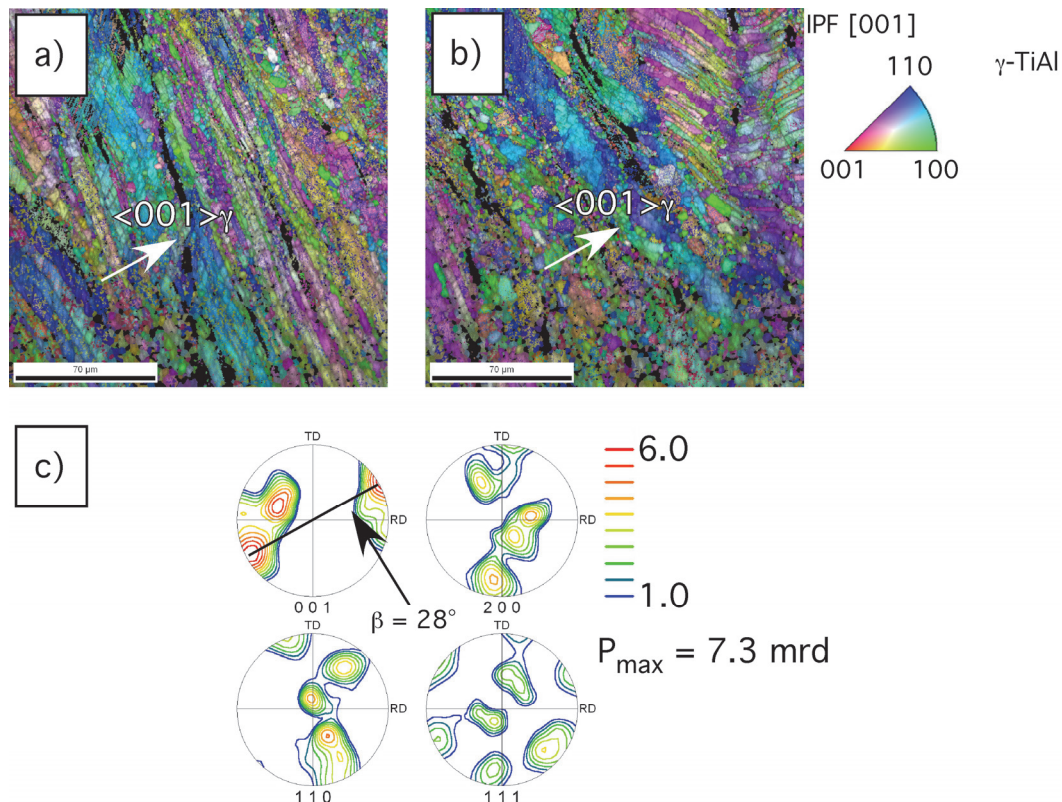


Bild 6.18: Übergangsbereich zwischen TMBZ-II und TMBZ-III, a) bei $Z = 1.299$ mm; b) bei $Z = 1.506$ mm; c) Auflösung der $\langle 001 \rangle_\gamma$ -Fasertextur. Der Winkel zwischen der c -Achse der γ -Phase und der RD-Achse der vorliegenden $(001)_\gamma$ -Polfigur beträgt etwa 28° ($P_{\max} = 7.3$ mrd).

Bild 6.19a zeigt einen Ausschnitt des Duplex-Gefüges bei der Positionen $Z = 1.079$ mm, welches bei $Z = 1.350$ mm in die TMBZ-III mit einer Struktur aus mechanischen Verformungszwillingen und gebogenen Lamellen übergeht (Bild 6.19b), welche charakteristisch für diesen Bereich ist, in dem während des Reibschweißprozesses die mittleren Dehnraten in etwa bei $5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (s. Bild 6.7) gelegen haben. Die im Vergleich zum Grundwerkstoff höhere Mikrohärtigkeit ist auf Verfestigung durch Lamellenbiegung und Bildung von Verformungszwillingen ($b_3 = 1/6 \langle -1-12 \rangle$, s. Kap. 2, Abschnitt 2.5.2) infolge Reib- und Stauchdruckbeanspruchung zurückzuführen. Die Verformungszwillinge sind in den Bildern 6.19a und 6.19b dargestellt (die eingezeichneten Pfeile weisen darauf hin).

Bei der in Bild 6.19a gezeigten Struktur neben den gebogenen Lamellen handelt es sich um teilrekristallisiertes Duplex-Gefüge, wo sich Verformungszwillinge und Lamellenbiegungen aufgelöst haben. In einer Kolonie mit gebogenen Lamellen ist die γ -Phase vorwiegend plastisch, die α_2 -Phase

hingegen vorwiegend elastisch verformt, woraus hohe lokale elastische Spannungen in der thermomechanisch beeinflussten Zone resultieren können [116].

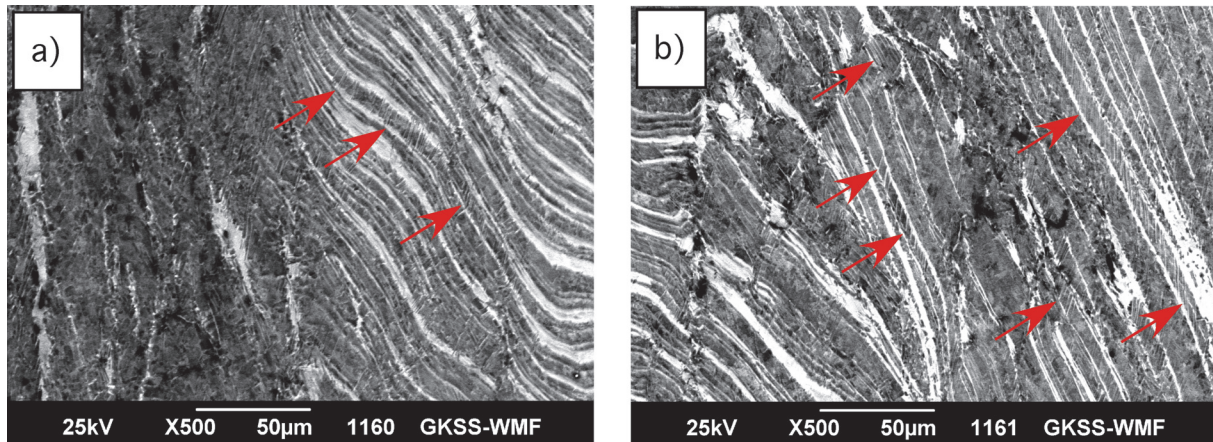


Bild 6.19: In den jeweiligen Mikrobereichen treten neben verformten Lamellen auch sehr feine Verformungszwillinge auf, die an den parallel zueinander verlaufenden Linien zu erkennen sind. a) Position bei $Z = 1.079$ mm (entspricht Bild 6.8g), b) Position bei $Z = 1.350$ mm (entspricht Bild 6.8h.)

In den Kristallorientierungsbildern bei den Positionen $Z = 1.766$ mm (Bild 6.20a) $Z = 1.952$ mm (Bild 6.20b) und $Z = 2.092$ mm (Bild 6.20c) sind die gebogenen α_2 -Lamellen anhand der schwarzen gekrümmten Linien sichtbar, welche die Lage der α_2 -Phase im Gefüge anzeigen. Sie sind nicht farblich hervorgehoben, da in den Kristallorientierungsbildern nur die γ -Phase abgebildet ist. Die lokalen Spannungen können nach Herrmann [116] mit der Beziehung

$$\sigma_{\text{lok}} = E_{\alpha_2} \cdot \varepsilon_{\text{lok}} = E_{\alpha_2} \cdot \frac{b_{\alpha_2}}{r_{\alpha_2}} \quad (\text{Gl. 6.4})$$

abgeschätzt werden, wobei E_{α_2} der E-Modul der α_2 -Phase, b_{α_2} die Breite einer gebogenen α_2 -Lamelle und r_{α_2} deren Krümmungsradius ist. Die Messung b_{α_2} erfordert den Einsatz der Transmissionselektronenmikroskopie (TEM), da die Breite einer α_2 -Lamelle in der Größenordnung von 10^{-9} m liegt. Herrmann [116] hat die Abschätzung anhand einer Diffusionsschweißverbindung aus Ti-45Al-8Nb-0.2C vorgenommen und kommt mit $r_{\alpha_2} = 10$ μm und $b_{\alpha_2} = 7.4$ nm auf den Wert von $\sigma_{\text{lok}} = 104$ MPa [116]. Er wies mikroskopisch in den Bereichen mit den stärksten Lamellenbiegungen zahlreiche Kleinwinkelkorngrenzen nach und führte aus, dass Erholungs- und Rekristallisationsprozesse durch Freisetzung elastischer Verformungsenergie unterstützt wurden [116]. Die vorliegenden Befunde sowie die Hinweise aus [116] liefern Anlass zu der Schlussfolgerung, dass die Auflösung der Lamellenbiegung und Verformungszwillinge auf Freisetzung der lokal gespeicherten Verzerrungsenergie zurückzuführen ist, welche einen zusätzlichen Beitrag zum Vorgang der Rekristallisation geleistet hat. Dieser Auflösungsprozess folgt damit der Tendenz in Richtung energieärmere Zustände. Anhand der hier vorliegenden Befunde kann Erholung ausgeschlossen werden. Erholung ist ein Vorgang, bei welchem Versetzungsdichten ohne Änderung der Korngröße und der Gefügemorphologie thermisch aktiviert reduziert werden, was mit Entfestigung einhergeht.

Die Mikrohärteprofile (Bild 6.5a) sowie die Gefügedarstellungen (Bild 6.8) enthalten jedoch darauf keine Hinweise.

Im Übergangsbereich zwischen Grundwerkstoff und TMBZ-III wurde mittels EBSD lokal die Orientierung $g_\gamma = (11-1)[112]$ bestimmt (s. Bild 6.15), die sich in der TMBZ-III in die Texturkomponenten $g_\gamma = (11-1)[134]$ und $g_\gamma = (221)[-8 -1 18]$ (entnommen aus ODF im Schnitt bei $\varphi_2 = 45^\circ$ mit f_{\max} -Werten von 28.7 mrd bzw. 17.5 mrd) infolge Verformung während des Reibschweißprozesses aufgespalten hat (Bild 6.20d), wobei das grob-lamellare Gefüge erhalten blieb und erst zwischen $Z = 1.506$ mm und $Z = 1.079$ mm eine morphologische Umwandlung erfahren hat. Die mittels EBSD gemessenen Strukturabmessungen und α_2 -Gehalte ergaben Werte von $12.13 \mu\text{m}$ und 12.2% bei $Z = 1.766$ mm (Bild 6.20a), bei $Z = 1.952$ mm (Bild 6.20b) $14.88 \mu\text{m}$ und 8.5% und bei $Z = 2.092$ mm (Bild 6.20c) $20.59 \mu\text{m}$ und 7.8%

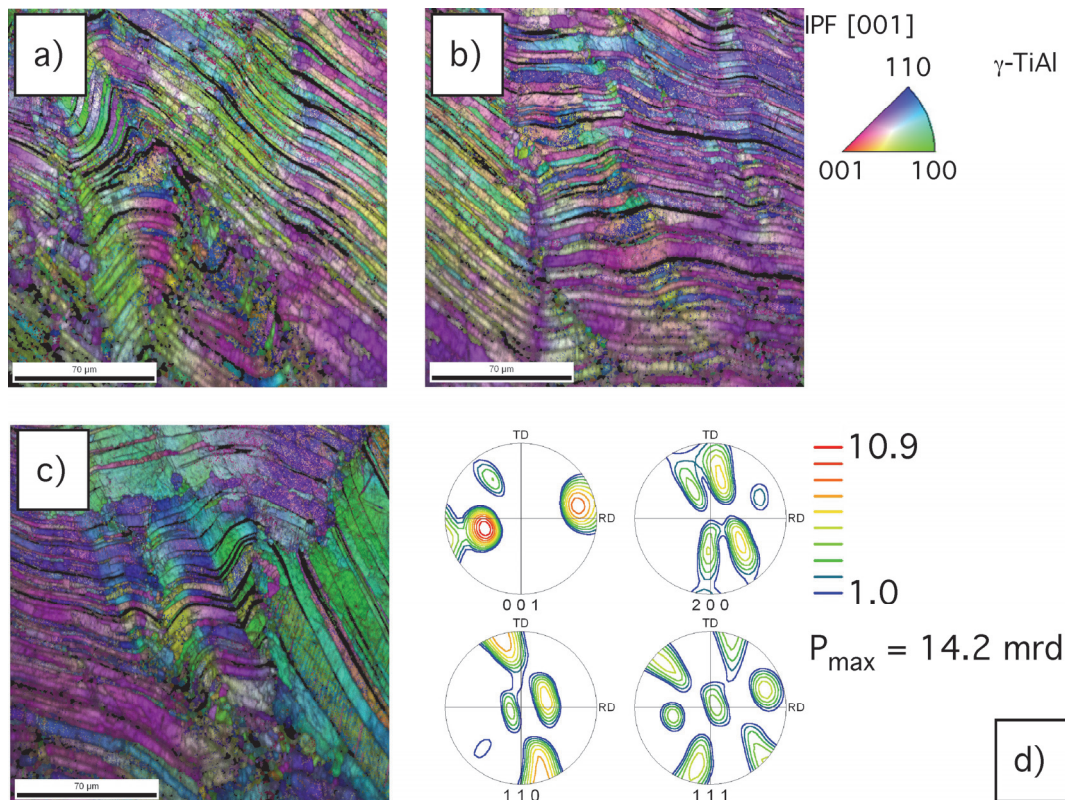


Bild 6.20: Mikrotextur der TMBZ-III a) bei $Z = 1.766$ mm; b) bei $Z = 1.952$ mm c) bei $Z = 2.092$ mm. Die $(200)\gamma$ - und $(110)\gamma$ -Polfiguren zeigen eine Aufspaltung im Orientierungsband. Die maximalen Poldichten in $(001)\gamma$ - und $(110)\gamma$ -Polfiguren zeigen die Texturkomponenten mit den Orientierungen $g_\gamma = (11-1)[134]$ und $g_\gamma = (221)[-8 -1 18]$ an ($P_{\max} = 14.2$ mrd).

Die Heterogenität des Gefügekontinuums in den γ -TAB-Reibschweißverbindungen ist dadurch gekennzeichnet, dass verschiedene Gefügetypen nebeneinander vorliegen. Die Auswirkungen von verschiedenen γ -TiAl-Gefügearten auf mechanische Eigenschaften sind u.a. in [18, 101, 105-108] beschrieben worden. Kim [107] berichtet, dass die Bruchzähigkeitswerte von γ -TiAl-Basislegierungen mit Duplex- und Fully-Lamellar-Gefüge mit zunehmender Korngröße ansteigen, jedoch die Bruchdehnungswerte abnehmen. Die höchsten Bruchzähigkeiten und niedrigsten Bruchdehnungen

liefern γ -TiAl-Basislegierungen mit lamellarem Gefüge. Hingegen weisen γ -TiAl-Basislegierungen mit Duplex-Gefüge die höchsten Bruchdehnungen und niedrigsten Bruchzähigkeiten auf. Die korngößenabhängige Bruchzähigkeit und Duktilität sind demnach gegenläufige Eigenschaften bei γ -TiAl-Basislegierungen. Die hohe Bruchzähigkeit von Fully-Lamellar-Gefügen liegt darin begründet, dass die Dehnung im Bereich der plastischen Zone vor einem Riss einen Wert bis zu 20 % erreichen kann, d.h. mit zunehmender Verformung geht ein Spannungsabbau vor der Rissspitze einher. Die Beständigkeit gegen Rissausbreitung in Fully Lamellar-Gefügen wird mit deren Anisotropie sowie Rissablenkung und Rissüberbrückung ("Crack Bridging") erklärt. Duplex-Gefüge hingegen erreichen im Bereich der plastischen Zone deutlich geringere Dehnungen bis max. 3 % und zeigen zudem keinen signifikanten Widerstand gegen Rissausbreitung. Wie die Bruchzähigkeit ist auch die Kriechfestigkeit von Fully-Lamellar-Gefügen im Vergleich zu Duplex-Gefügen wesentlich höher, was auf die Verzahnung der Korngrenzen und den Verstärkungseinfluss durch die harten α_2 -Lamellen zurückgeführt wird. Den α_2 -Lamellen wird damit ein Composite-Effekt zugeschrieben [107, 108].

Das Verhalten von γ -TiAl-Legierungen mit lamellarem Gefüge unter Zugbeanspruchung ist durch ein hohes Maß an Anisotropie gekennzeichnet, da Dehngrenze und Duktilität von der Orientierung der Lamellen zur Belastungsrichtung abhängig sind. Hohe Dehngrenzen und niedrige Bruchdehnungen werden beobachtet, wenn die Lamellen parallel zur Beanspruchungsrichtung liegen. In diesem Fall müssen die Versetzungen die Lamellen kreuzen und in benachbarte Lamellen laufen. Zu Bruchversagen ohne plastische Verformung kommt es, wenn die Lamellen quer zur Beanspruchungsrichtung liegen. Die Bruchfläche zeigt dann in diesem Fall einen Spaltbruch. Niedrigere Dehngrenzen und höhere plastische Verformung ergeben sich dann, wenn die Lamellen unter einem Winkel von 45 ° zur Beanspruchungsrichtung orientiert sind. Hierbei erfolgt die Verformung parallel zu den Lamellengrenzen innerhalb der γ -Phase [18, 101]. Die niedrige Duktilität liegt im anisotropen plastischen Verhalten der lamellaren Körner begründet. Unter Zugbeanspruchung verformen sich zunächst die Körner, die günstig zur Beanspruchungsrichtung orientiert sind, wodurch an den Korngrenzen hohe Spannungen bei makroskopisch geringer Verformung induziert werden, was dort zu frühzeitiger Rissbildung und somit zu Sprödbbruchversagen führt [18].

Das Verhalten unter Zugbeanspruchung lässt sich verbessern, wenn die Koloniegröße des lamellaren Gefüges reduziert wird, wodurch Duktilität und Festigkeit erhöht werden [18]. Der Reibschweißprozess mit den in der Tabelle 6.2 angegebenen Parametern hat zur Bildung einer fehlerfreien fein-lamellaren Bindezone (TMBZ-I) geführt und bedeutet eine Verbesserung gegenüber dem durch globulare γ -Körner gekennzeichneten Bindezustand der diffusionsgeschweißten γ -TAB-Feingusslegierung [29-31]. Der Gewinn an Festigkeit und Duktilität durch Verfeinerung lamellarer Gefüge wird allerdings durch einen Verlust an Bruchzähigkeit erkaufte [18]. Als Schwachstelle der reibgeschweißten γ -TAB-Feingusslegierung ist die TMBZ-II anzusehen, deren Struktur durch ein Duplex-Gefüge gekennzeichnet und gegenüber einem lamellarem Gefüge hinsichtlich Bruchzähigkeit und Kriechbeständigkeit unterlegen ist [18]. Dennoch wird in der Legierungsentwicklung u.a. das Ziel verfolgt, die Koloniegröße von lamellaren Gefügen auf reproduzierbare Werte zu verringern [18]. Ein technologischer Ansatz besteht z.B. darin, die Kornfeinung in grob-lamellaren γ -TiAl-Legierungen

durch kurze Aufheiz- und Abkühlzyklen ("Rapid-Heat Treatment") [105] oder rapide plastische Verformung ("Rapid Deformation") [106] zu erzielen. Die mittels EBSD bestimmten Strukturabmessungen von $7.94\ \mu\text{m}$ bei $Z = 0.000\ \text{mm}$ und $9.11\ \mu\text{m}$ bei $Z = 0.2221\ \text{mm}$ in der Bindezone (TMBZ-I) (Bild 6.16) zeigen eine relativ gute Übereinstimmung mit den von Wang und Xie [105] sowie von Baiyun et al. [106] angegebenen Korndurchmesser von $10\ \mu\text{m}$. Die hier vorliegenden Ergebnisse liefern Anlass zur Annahme, dass beim Reibschweißen in einem lokal begrenzten Bereich sowohl die Vorgänge des Rapid-Heat Treatment [105] als auch des Rapid Deformation [106] simultan statt gefunden haben. Dafür spricht, dass sowohl hohe Aufheizraten als auch hohe mittlere Dehnraten während des Reibschweißens zur Bildung des hier dargestellten feinkörnig-lamellaren Rekristallisationsgefüges aufgrund hoher Verzerrungsenergien und Temperaturen geführt haben. Die von Wang und Xie publizierten Resultate [105] zeigen in Übereinstimmung mit den von Kim diskutierten Daten [107, 108], dass mit abnehmender Lamellenkoloniegröße die Bruchdehnung, Bruchspannung, Zugfestigkeit und Dehngrenze ansteigen und die Bruchzähigkeit hingegen abnimmt.

6.3.4 Einfluss von Strukturabmessungen und α_2 -Phase auf die Mikrohärt

In der vorangegangenen Diskussion der Mikrostruktur und -textur wurde Bezug genommen auf Strukturabmessungen S und α_2 -Gehalte, weil beide Faktoren einen signifikanten Einfluss auf die Festigkeit und damit auf die Mikrohärt haben [1, 18, 55]. Ausgehend von der Stoßfläche bis hin zum Grundwerkstoff nahm die Mikrohärt von 330HV0.5-350HV0.5 auf 241HV0.5-246HV0.5 in axialer Richtung in einem Bereich von ca. 5 mm ab (Bild 6.5a).

Die Abnahme der Mikrohärt war mit einer Gefügevergrößerung verbunden (Bild 6.21a), wobei sich die lamellaren Gefügebereiche (TMBZ-I, TMBZ-III, GW) und das Duplex-Gefüge (TMBZ-II) erkennbar voneinander unterscheiden. Neben der Gefügevergrößerung hatte der α_2 -Gehalt ebenfalls einen signifikanten Einfluss auf die Mikrohärt (Bild 6.21b).

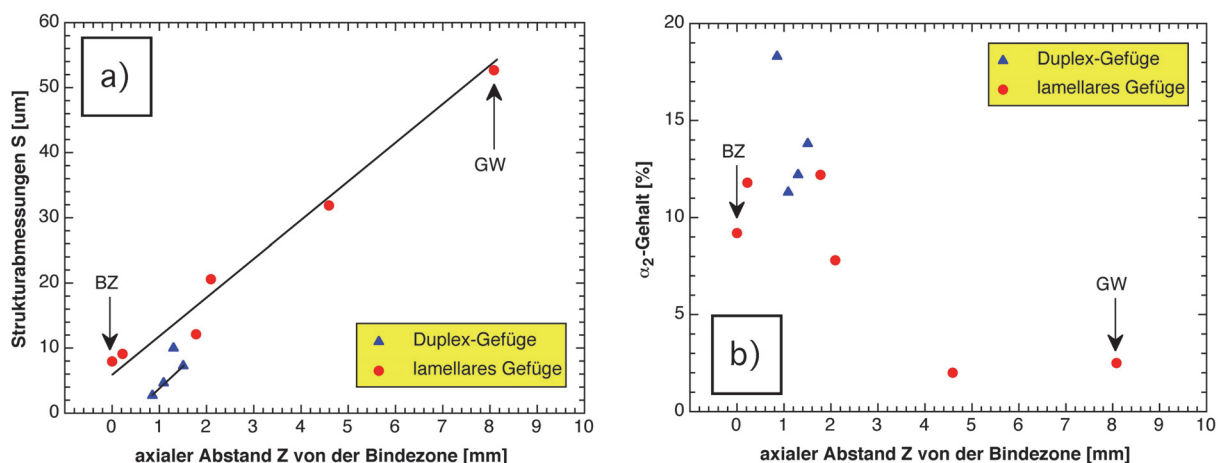


Bild 6.21: a) Strukturabmessungen und b) α_2 -Gehalt in den jeweiligen untersuchten Mikrobereichen von der Bindezone (TMBZ-I) bis zum Grundwerkstoff hin (GW).

Der Anstieg des α_2 -Gehaltes vom Grundwerkstoff (GW) zur Bindezone (TMBZ-I) ist wahrscheinlich auf Diffusionsvorgänge während des Reibschweißprozesses zurückzuführen, welche in Richtung zunehmender Temperatur schneller abliefen. Die dynamische Rekristallisation, bei welcher das groblamellare Ausgangsgefüge eine Verfeinerung in der TMBZ-II und TMBZ-I erfahren hat, war zusätzlich mit einer diffusionskontrollierten Anreicherung der α_2 -Ti₃Al-Phase in diesen Bereichen verbunden.

In Bild 6.22 ist die doppeltlogarithmische Auftragung der Mikrohärtigkeit HV0.5 über die Strukturabmessungen S separat für die Bereiche mit Duplex- und Lamellengefüge dargestellt. Auffällig ist, dass das Duplexgefüge (TMBZ-II) hinsichtlich der Mikrohärtigkeit auf strukturelle Vergrößerung wesentlich unempfindlicher reagierte als die lamellaren Gefügeanteile in der reibgeschweißten γ -TAB-Feingusslegierung. In der doppeltlogarithmischen Auftragung scheint der Zusammenhang zwischen Mikrohärtigkeit und Strukturabmessung nahezu linear zu sein, so dass in diesem Fall von einem Potenzansatz der Form

$$HV = HV_0 + K_1 \cdot S^{-n} \quad (\text{Gl. 6.5})$$

ausgegangen werden kann, wobei hinsichtlich des Strukturexponenten n lokale Unterschiede infolge der Anwesenheit von unterschiedlichen Gefügetypen zu berücksichtigen sind. Der Strukturexponent n kann hier als Maß für die spezifische Reaktion eines Gefüges gegen das Eindringen der Vickers-Diamantpyramide interpretiert werden. Für das Duplex-Gefüge (TMBZ-II) wurde ein Wert von $n = -0.8$ ermittelt, für die lamellaren Bereiche der Bindezone (TMBZ-I), der TMBZ-III und des Grundwerkstoffs (GW) ein Wert von $n = -2.2$.

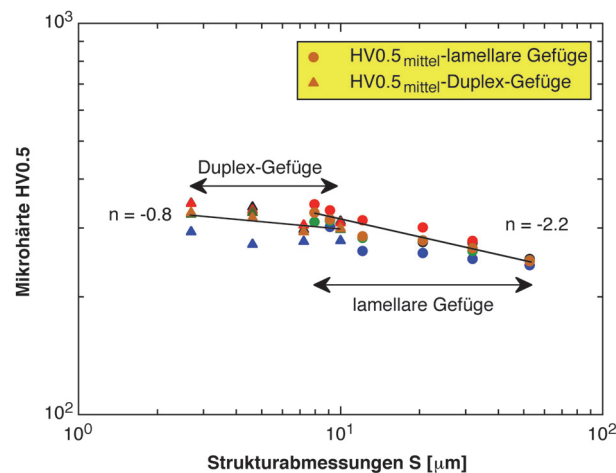


Bild 6.22: Einfluss der Strukturabmessungen der Gefügebereiche auf die Mikrohärtigkeit.

Die Mikrohärtigkeit HV0.5 wurde nicht ausschließlich durch die Strukturabmessungen S beeinflusst, sondern auch durch den Gehalt an α_2 -Phase. Bild 6.23 zeigt, dass die mittlere Mikrohärtigkeit mit zunehmendem α_2 -Gehalt ansteigt. Der Zusammenhang zwischen diesen Größen scheint unabhängig von der Gefügeart linear zu sein.

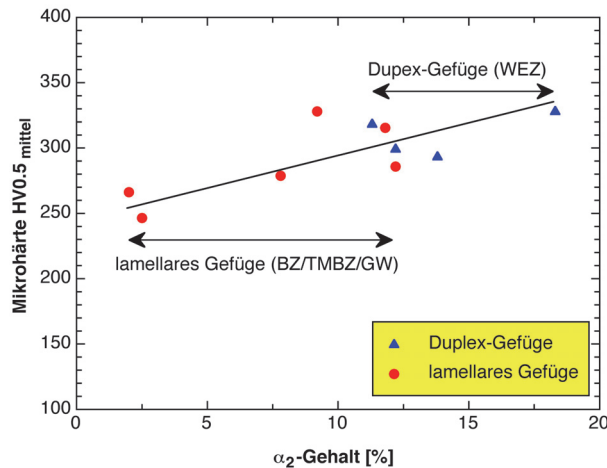


Bild 6.23: Einfluss des α_2 -Gehaltes ($C_{\alpha 2}$) auf die Mikrohärte.

Wegen des nahezu linearen Zusammenhangs zwischen Mikrohärte HV0.5 und α_2 -Gehalt lässt sich Gleichung 6.5 erweitern zu

$$HV = HV_0 + K_1 \cdot S^{-n} + K_2 \cdot C_{\alpha 2} . \quad (\text{Gl. 6.6})$$

In HV_0 geht die Vickers-Härte des Grundwerkstoffs ein. Der Beitrag der Verfestigung durch Lamellenbiegung und Bildung mechanischer Zwillinge in der TMBZ-III der Reibschweißverbindung ist implizit in Gleichung 6.6 aufgrund der Beziehung zwischen Strukturabmessung S und Ort Z eines betrachteten Mikrobereiches gemäß Bild 6.21a enthalten und wird in der Konstante K_1 berücksichtigt. Die in den Bildern 6.22 und 6.23 dargestellten Zusammenhänge zwischen Mikrohärte und Strukturabmessungen sowie α_2 -Gehalten sind als eine weitere Bestätigung dafür anzusehen, dass die Festigkeit von zweiphasigen γ -TiAl-Legierungen von Gefügestruktur und γ/α_2 -Phasenverhältnis bestimmt wird [1, 55].

6.3.5 Abschätzung der örtlichen Temperaturverteilung

In Bild 6.24 sind der nach Gleichung 4.9 berechnete isochrome Temperatur-Ort-Verlauf bei konstant gehaltener Zeit $t = t_s = 58.8$ s sowie die metallographisch ermittelten Schätzwerte für T_{\max} , T_α und $T_{(\alpha+\gamma)}$ dargestellt. Es wurde gezeigt, dass dynamische Rekristallisation der wesentliche Bindemechanismus beim artgleichen Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung war, welche die Verformung in radialer Richtung im Gleitsystem $\langle 11\text{-}20 \rangle \{0001\}_\alpha$ akkomodierte. Mit der Umdrehungszahl $f = 1500 \text{ min}^{-1} = 25 \text{ Hz}$ (Periodendauer: 0.04 s), dem Radius $r = 12.5 \text{ mm}$, dem mittleren Reibdruck $P_R = 303 \text{ MPa}$ und dem Reibungskoeffizienten $\mu_{\gamma\text{-TAB}} = 0.91$ ergab sich für die Leistungsdichte nach Gleichung 4.2 der Wert $q_0/A = 361 \text{ W}\cdot\text{mm}^{-2}$, der ausreichend war, um dynamische Rekristallisation bei Prozesstemperaturen $T_{\max} > T_\alpha$, zu aktivieren. Die Zweckmäßigkeit der Gleichungen 4.2 sowie 4.9 besteht darin, aus Vorgabe einer Prozesstemperatur T_{\max} die Leistungsdichte q_0/A und daraus den Reibdruck P_R zu bestimmen. Damit ist in gewissen Grenzen die Möglichkeit für lokales Gefügedesign der gitterallotropen γ -TAB-Feingusslegierung gegeben. Neben dem Reibdruck P_R war die Reibverkürzung s_R von essentieller Bedeutung, in die kinematisch die

Reibzeit zwischen t_H (Zeitpunkt, wo die Maximaltemperatur erreicht ist) und t_S (Ende des Reibschweißprozesses) eingeht. Eine vollständige Rekristallisation und Beseitigung von Mikrohohlräumen ließ sich dadurch erzielen, dass die Reibverkürzung s_R von 7 mm in der 1. Versuchsphase auf 10 bis 12 mm in der 3. Versuchsphase erhöht wurde, wodurch die Reibzeit verlängert wurde, in welcher über die Leistungsdichte q_0/A ständig Wärme nachgeführt wurde. Aus der Vorgabe von Reibdruck und Reibverkürzung resultierte am Ende des Reibschweißprozesses eine örtliche Temperaturverteilung, welche das zur Stoßfläche angrenzende Gefüge der γ -TAB-Feingusslegierung in einem schmalen Bereich durch Umwandlungsreaktionen auf dem Pfad $\alpha \rightarrow (\alpha+\gamma) \rightarrow (\alpha_2+\gamma)$ und Verformungen während und nach der Stauchphase beeinflusste. Während der Stauchphase wird der Stoffschluss über den gesamten Verbindungsquerschnitt homogenisiert [17]. Durch Erhöhung der Stauchzeit von 2.5 s auf 6.0 s und des Stauchdrucks von 320 MPa auf 590 MPa (s. Tabelle 6.1) konnten Gefügeinhomogenitäten und Mikrohohlräume im Temperaturbereich zwischen T_{max} und T_α beseitigt werden (s. Bild 6.1).

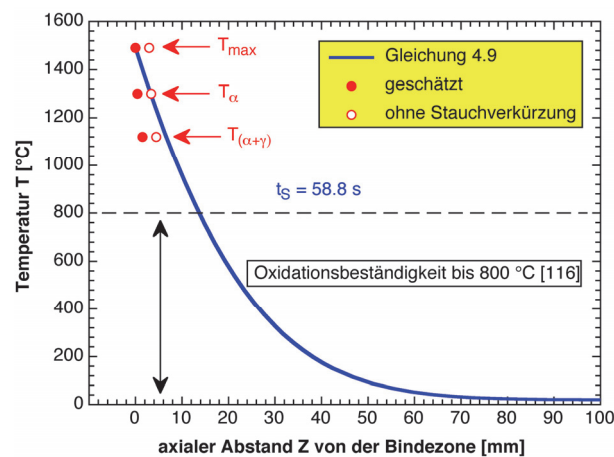


Bild 6.24: Berechnete Verteilung der Temperatur T als Funktion des Ortes Z nach Gleichung 4.9 und Lage der metallographisch ermittelten Schätzwerte für T_{max} , T_α und $T_{(\alpha+\gamma)}$ mit und ohne Berücksichtigung der Stauchverkürzung.

Mit der Rekristallisation ging nach Bild 6.21b eine Anreicherung der α_2 -Phase nahe der Stoßfläche einher, was mit Diffusionsvorgängen während des Reibschweißprozesses in Zusammenhang gebracht wurde. Hier ist anzunehmen, dass die in die jeweiligen γ -TAB-Reibschweißproben eingebrachte Wärme über die Leistungsdichte und Reibverkürzung beide Teilprozesse aktiviert haben muss. Appel und Oehring [46] berichteten über eine an einer Ti-45.5Al-2.2Cr-2Nb-Legierung durchgeführte Studie, in welcher eine Aktivierungsenergie der Rekristallisation von 417 kJ/mol ermittelt wurde und damit höher war als die Aktivierungsenergie der Ti-Selbstdiffusion von 250 kJ/mol.

Neben Rekristallisation und Diffusion wurde beim Reibschweißen auch Oxidation aktiviert. Bei dem gelblichen Belag auf den Reibgraten (s. Bild 6.2) handelt es sich um eine TiO_2 -Schicht, welche in axialer Richtung in bläulich-bräunliche Anlauffarben bis etwa $Z \approx 25$ mm übergeht. Dieses Erscheinungsbild der heterogenen Oxidschicht, welche sich während der Prozessdauer von 58.8 s gebildet hat, ist ebenfalls ein Hinweis auf Temperaturen weit oberhalb von 800 °C. Dafür spricht, dass

die bis 800 °C oxidationsbeständige γ -TAB-Feingusslegierung in Auslagerungsversuchen bei dieser Temperatur nach 1500 h eine flächenbezogene Gewichtszunahme um ca. 2.5 mg/cm² erfahren hat [116].

Die metallographisch ermittelten Schätzwerte für T_{\max} , T_{α} und $T_{(\alpha+\gamma)}$ liegen nicht exakt auf der berechneten Kurve, der Abfall der Temperatur mit zunehmendem Abstand von der Bindezone ist wesentlich steiler. Diese Abweichungen sind darauf zurückzuführen, dass metallographische Schätzungen von Temperaturen anhand von Gefügeübergängen mit Ungenauigkeiten behaftet sind. Die Legierungszusätze mit Mn und Cr bewirken eine Absenkung der α -Transustemperatur [58], der Nb-Zusatz verschiebt den Bereich der β -Phase zu höheren Al-Gehalten und tieferen Temperaturen [55, 59-62], was im binären Ti-Al-Zustandsdiagramms (s. Bild 6.11), welches zur Ermittlung der Übergangstemperaturen auf Basis der EDX-Daten herangezogen wurde, nicht dargestellt ist. Des Weiteren waren die Längen der jeweiligen Reibschweißproben unterschiedlich, wobei die längere Reibschweißprobe in der Drehspindel und die kürzere in einem Block eingespannt waren, wodurch asymmetrische Abkühlbedingungen vorgelegen haben, welche in Gleichung 4.9 nicht erfasst sind. In dieser Gleichung ist auch die Stauchverkürzung nicht berücksichtigt. Eine entsprechende Korrektur mit 2.93 mm (Differenz aus Gesamt- und Reibverkürzung) verschiebt die Punkte (T_{\max} , Z_1), (T_{α} , Z_2) und ($T_{(\alpha+\gamma)}$, Z_3) in Richtung der berechneten Kurve, was in Bild 6.24 anhand der offenen Kreise dargestellt ist. Insgesamt sind diese Abweichungen als geringfügig zu bezeichnen.

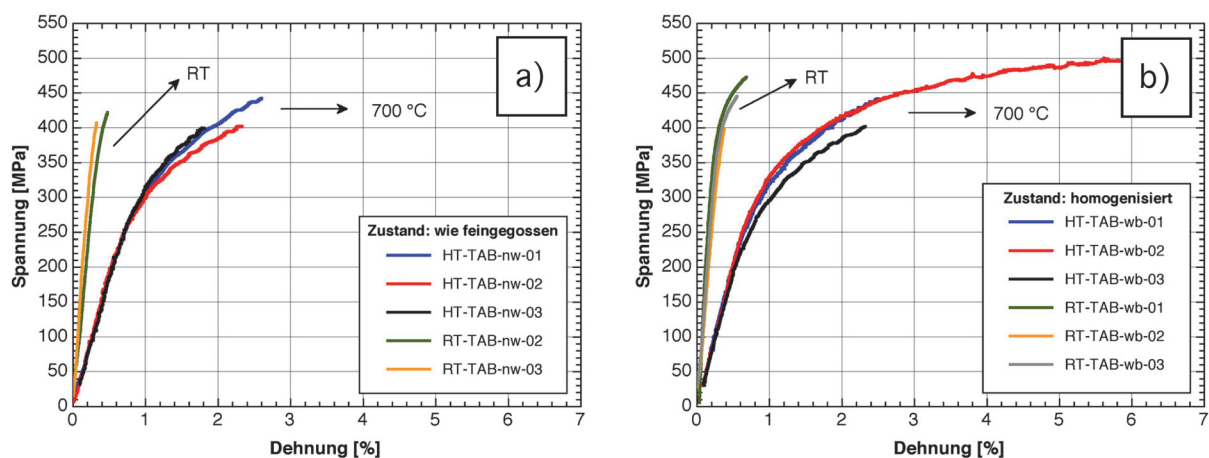
6.4 Mechanische Eigenschaften

6.4.1 Mechanisches Verhalten unter Zugbeanspruchung

Die Rundzugproben wurden aus den γ -TAB-Reibschweißverbindungen parallel zu deren Längsrichtung mittels Elektroerodierens so entnommen, dass sich die Bindezone der jeweiligen Verbindungen in der Mitte der Messlänge befand. Die bei Raumtemperatur untersuchten Rundzugproben lieferten stark streuende Bruchdehnungswerte im Bereich von 0.060 bis 0.400 %. Die Reibschweißproben erreichten Zugfestigkeitswerte von 400 MPa bis 473 MPa. Werte für die Dehngrenze $R_{p0.2}$ ließen sich nur bei 2 Rundzugproben im Zustand "homogenisiert" ermitteln. Diese betrugen 439 MPa mit einer plastischen Verformung von 0.250 % und 448 MPa mit einer plastischen Verformung von 0.400 %. Bei den Proben im Zustand "wie feingegossen" ließen sich keine Dehngrenzen $R_{p0.2}$ ermitteln, da Bruchversagen bereits im elastischen Bereich eintrat. Die Verformungen der bei 700 °C geprüften Rundzugproben bewegten sich ebenfalls stark schwankend im Bereich von 0.700 % bis 4.850 %. Bei diesen Proben wurden Zugfestigkeitswerte von 400 MPa bis 502 MPa und Dehngrenzenwerte von 291 MPa bis 348 MPa bestimmt. Die Kennwerte sind aus Tabelle 6.5 ersichtlich. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven sind in den Bildern 6.25a und 6.25b dargestellt.

Tabelle 6.5: Kennwerte der aus den Reibschweißverbindungen entnommenen Rundzugproben.

Probe	Temperatur [°C]	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
RT-TAB-nw-02	20	-/-	424	0.105
RT-TAB-nw-03	20	-/-	409	0.060
RT-TAB-wb-01	20	448	473	0.400
RT-TAB-wb-02	20	-/-	400	0.065
RT-TAB-wb-03	20	439	446	0.250
HT-TAB-nw-01	700	312	442	1.420
HT-TAB-nw-02	700	296	402	1.300
HT-TAB-nw-03	700	333	400	0.700
HT-TAB-wb-01	700	311	442	1.420
HT-TAB-wb-02	700	348	504	4.850
HT-TAB-wb-03	700	291	402	1.300


Bild 6.25: a) Spannungs-Dehnungs-Kurven der bei RT und 700 °C geprüften Rundzugproben im Zustand "wie feingegossen"; b) Spannungs-Dehnungs-Kurven der bei RT und 700 °C geprüften Rundzugproben im Zustand "homogenisiert".

Vergleicht man die vorliegenden Kennwerte mit denen aus Tabelle 2.2 (s. Kapitel 2, Abschnitt 2.5.1), so ist festzustellen, dass die in [51] angegebenen Werte unterschritten wurden. Ein wesentlicher Grund hierfür ist darin zu sehen, dass die Messlängen der hier verwendeten Rundzugproben lediglich eine feingeschliffene Oberfläche aufwiesen, und nicht wie in [51] elektropoliert wurden. Der Oberflächenzustand von Zugproben aus γ -TiAl hat einen wesentlichen Einfluss auf die Güte der mechanischen Kennwerte, weil γ -TiAl-Basislegierungen eine hohe Kerbempfindlichkeit aufweisen. So liefern Zugproben mit einer elektropolierten Oberfläche Bruchdehnungswerte zwischen 0.5 und 4 %. Clemens et al. [1] wiesen darauf hin, dass eine Bruchdehnung von 4 % als sehr hoher Wert anzusehen ist. Im Fall einer nur feingeschliffenen Messlänge werden allenfalls Bruchdehnungen von ≤ 1 % erzielt. Insofern sind die hier ermittelten Kennwerte konsistent.

Die jeweiligen Ausgangszustände, d.h. "wie feingegossen (nw)" oder "homogenisiert (wb)", zeigten keinen Einfluss auf die mittlere Zugfestigkeit der bei Raumtemperatur und 700 °C geprüften γ -TiAl-Reibschweißverbindungen. Bei Raumtemperatur trat bei einigen Rundzugproben Bruchversagen im Zustand "wie feingegossen (nw)" bereits im elastischen Bereich ein. Die vorliegenden Bruchdehnungswerte lassen vermuten, dass die Homogenisierung zu einer Verbesserung der

Raumtemperaturduktilität beigetragen hat. Bei 700 °C fiel die mittlere Dehngrenze von 439 MPa auf 317 MPa ab. Die mittlere Bruchdehnung ist bei 700 °C um den Faktor 45.6 im Zustand "wie feingegossen (nw)" und 10.6 im Zustand "homogenisiert (wb)" deutlich höher als bei Raumtemperatur.

Der wohl wichtigste Befund der Zugversuche ist, dass das Bruchversagen der Rundzugproben unabhängig von der Prüftemperatur außerhalb der Bindezone der Reibschweißverbindungen eintrat, wo das lamellare Gefüge grobkörniger und hinsichtlich der Mikrohärtte weicher ist als die Fügezone. Die mit der lokalen Gefügeverfeinerung einhergehende Aufhärtung in der Bindezone hat das Bruchversagen nicht begünstigt, auch der im Vergleich zum Grundwerkstoff höhere α_2 -Gehalt innerhalb der thermomechanisch beeinflussten Zonen TMBZ-I und TMBZ-II nicht. Das mechanische Verhalten der Reibschweißverbindung unter Zugbeanspruchung wurde im Wesentlichen durch die Eigenschaften der γ -TAB-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) im Grundzustand bestimmt. Vom schweißtechnischen Standpunkt aus betrachtet ist das Ergebnis, wonach Bruchversagen in den γ -TAB-Reibschweißverbindungen außerhalb ihrer Bindezone eintrat, ein erwünschter Effekt.

Anhaltspunkte auf Versagens- und Verformungsmechanismen lieferten mikrofraktographische Untersuchungen an den Bruchflächen der Rundzugproben. Charakteristisch für die bei 20 °C entstandenen Bruchflächen sind die interlamellaren und translamellaren Bruchbereiche sowie Sekundärrisse. Diese morphologischen Merkmale der Mischbruchfläche sind ein Hinweis darauf, dass die Rissausbreitung und -ablenkung durch die Orientierung der lamellaren Körner bestimmt wurde. Bei höheren Vergrößerungen sind feine mechanische Verformungszwillinge und einzelne Lamellen zu erkennen (Bilder 6.26-6.27). Die vorliegenden Befunde aus den Zugversuchen und Bruchflächenuntersuchungen bestätigen, dass die niedrige Duktilität im anisotropen plastischen Verhalten der lamellaren Körner begründet liegt [18].

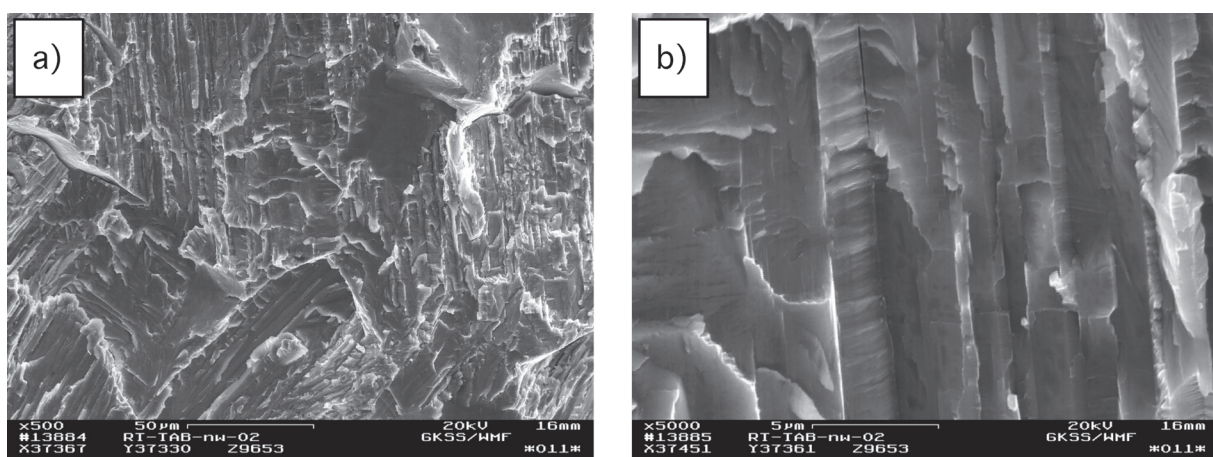


Bild 6.26: Bei RT entstandene Bruchfläche einer γ -TAB-Rundzugprobe im Zustand "wie feingegossen";
a) Mischbruchfläche im Grundwerkstoff bestehend aus interlamellaren und translamellaren Anteilen;
b) mechanische Verformungszwillinge auf Lamellen erkennbar an feinen Linien; $R_m = 424$ MPa, $R_{p0.2}$ nicht vorhanden, $A = 0.105$ %.

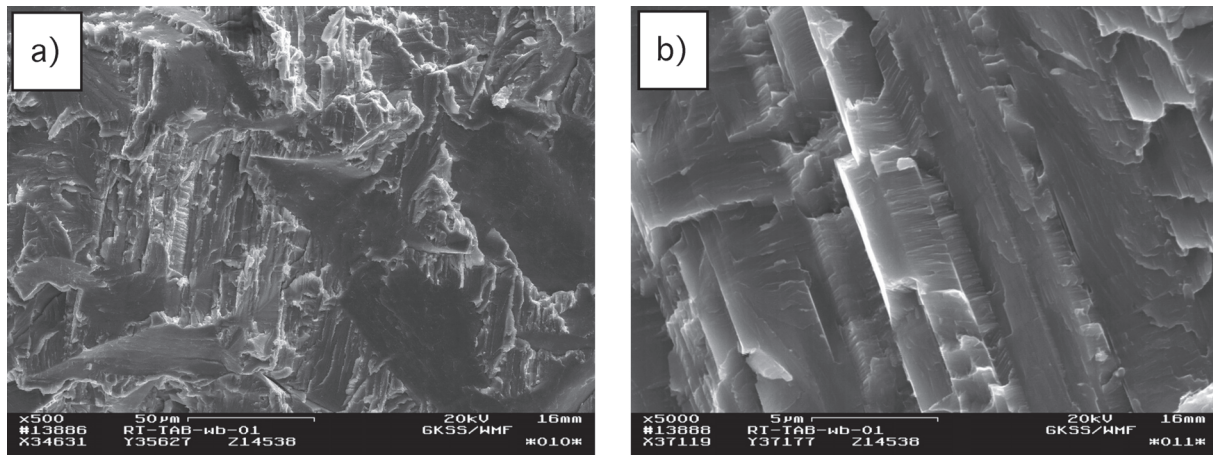


Bild 6.27: Bei RT entstandene Bruchfläche einer γ -TAB-Rundzugprobe im Zustand "homogenisiert"; a) Mischbruchfläche im Grundwerkstoff bestehend aus interlamellaren und translamellaren Anteilen; b) mechanische Verformungszwillinge auf Lamellen erkennbar an feinen Linien, $R_m = 473 \text{ MPa}$, $R_{p0.2} = 448 \text{ MPa}$, $A = 0.400 \%$.

Ein ähnliches Bild zeigen auch die bei 700 °C entstandenen Bruchflächen, allerdings mit dem Unterschied, dass der Anteil interlamellarer Bruchbereiche und interlamellarer Risse deutlich höher ist, was wahrscheinlich auf die Abnahme der Grenzflächenfestigkeit zwischen den Lamellen bei 700 °C zurückzuführen ist (Bilder 6.28–6.29). Auch die Verformungszwillinge auf den Lamellen sind deutlich gröber ausgebildet. Auf den freigelegten Lamellengrenzflächen sind vereinzelt Verformungsspuren sichtbar. Die dargestellten Bruchflächen widerspiegeln dem Befund aus den Zugversuchen, dass bei der Prüftemperatur von 700 °C höhere Bruchdehnungen gemessen wurden als bei Raumtemperatur. Die Versetzungsaktivitäten waren bei hohen Temperaturen deutlich höher als bei Raumtemperatur, was insgesamt die Darstellungen in [1, 18, 52, 66] widerspiegelt.

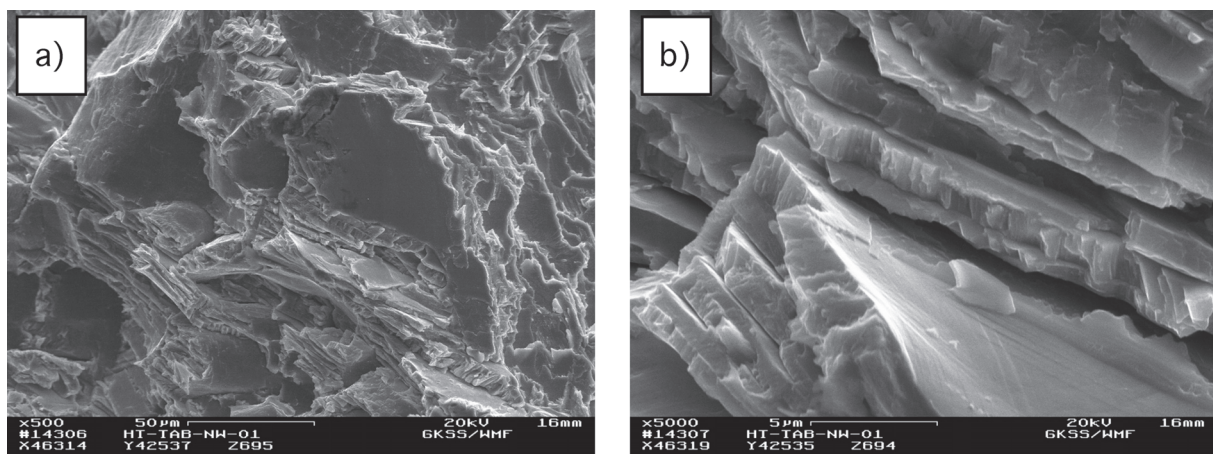


Bild 6.28: Bei 700 °C entstandene Bruchfläche einer γ -TAB-Rundzugprobe im Zustand "wie feingossen"; a) Mischbruchfläche im Grundwerkstoff bestehend aus interlamellaren und translamellaren Anteilen sowie interlamellaren Rissen; b) mechanische Verformungszwillinge auf Lamellen erkennbar an feinen Linien, Verformungsspuren auf Lamellengrenzflächen.

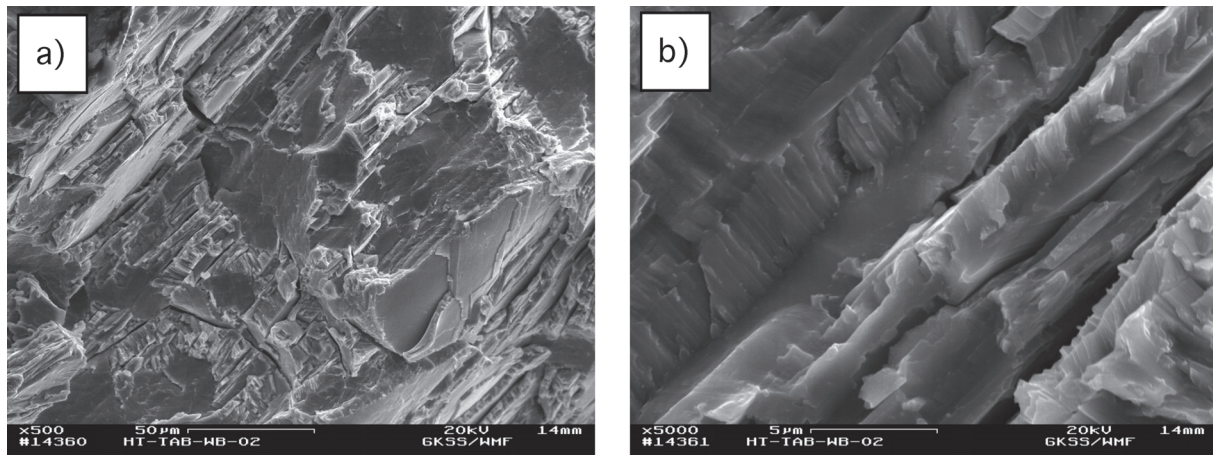


Bild 6.29: Bei 700 °C entstandene Bruchfläche einer γ -TAB-Rundzugprobe im Zustand "homogenisiert"; a) Mischbruchfläche im Grundwerkstoff bestehend aus interlamellaren und translamellaren Anteilen sowie interlamellaren Rissen; b) mechanische Verformungszwillinge auf Lamellen erkennbar an feinen Linien, Verformungsspuren auf Lamellengrenzflächen.

6.4.2 Lokale Festigkeitseigenschaften

Die lokalen Festigkeitseigenschaften wurden nur an den Reibschweißproben im Zustand "homogenisiert" untersucht, da nur bei diesen bei Raumtemperatur Werte für die Dehngrenze ermittelt werden konnten. Die Oberfläche der aus den Reibschweißproben mittels Funkenerosion entnommenen Mikroflachzugproben war im Vergleich zu den Rundzugproben durch höhere Rauigkeit gekennzeichnet. Dies hatte zur Folge, dass die an den Mikroflachzugproben ermittelten Werte für Dehngrenze $R_{p0.2}$ (150 bis 200 MPa) und Zugfestigkeit (200 bis 300 MPa) im Bereich des Grundwerkstoffes deutlich geringer waren als die der Rundzugproben. Bohm et al. [29] untersuchten die lokalen Festigkeitseigenschaften von diffusionsgeschweißtem γ -TAB ebenfalls mit der Methode der Mikroflachzugprobentechnik und ermittelten Zugfestigkeitswerte im Bereich von 250 bis 350 MPa. Dieser Befund macht abermals deutlich, dass der Oberflächenzustand auf die Festigkeitswerte einen erheblichen Einfluss hat.

Die Auftragung der Dehngrenze über der Position der Mikroflachzugproben zeigt, dass die Dehngrenze der Bindezone sowohl bei Raumtemperatur als auch bei 700 °C deutlich höher ist als die des Grundwerkstoffes (Bild 6.30a). Bei 700 °C verschiebt sich die örtliche Verteilung der Dehngrenzen zu geringfügig niedrigeren Werten. Bestimmend für das makroskopische mechanische Verhalten der Reibschweißverbindungen unter Zugbeanspruchung ist der mechanische Mismatch-Faktor M . Dieser ist definiert als das Verhältnis der Dehngrenze der Bindezone σ_{YW} zur Dehngrenze des Grundwerkstoffes σ_{YB} . Basierend auf den vorliegenden Daten ergaben sich Mismatch-Faktoren von $M = 2.5$ bei 20 °C und $M = 2.9$ bei 700 °C. Ein Einfluss der Temperatur auf den Mismatch-Faktor M ist wegen dieser geringen Unterschiede praktisch nicht gegeben. Die metallographischen Untersuchungen haben ergeben, dass die Strukturabmessungen des Reibschweißnahtgefüges geringer sind als die des Grundwerkstoffes. Mit der Strukturverfeinerung war auch eine Zunahme der

Dehngrenze verbunden, was dem Hall-Petch-Mechanismus ähnlich ist. Des Weiteren wurde die Dehngrenze auch durch den α_2 -Gehalt bestimmt. Die Dehngrenze ist also eine Funktion der Strukturabmessungen S und des α_2 -Gehaltes, weshalb diese Größen als Strukturparameter in den mechanischen Mismatch-Faktor M eingehen: $M = f(S, C_{\alpha_2})$.

Die Bindezone weist eine wesentlich höhere Zugfestigkeit auf als der Grundwerkstoff, dort ist sie bei Raumtemperatur auch höher als bei 700 °C. Zum Grundwerkstoff hin sind die Unterschiede zwischen den Zugfestigkeitswerten der Mikroflachzugproben bei beiden Temperaturen genau wie bei den Rundzugproben allerdings geringfügig (Bild 6.30b). Das Mikrohärteprofil (Bild 6.5a) zeigt einen ähnlichen Verlauf wie die örtliche Verteilung der Zugfestigkeit. Im Abschnitt 6.3.1 wurde erwähnt, dass die Herstellung einer der Reibschweißverbindungen mit einem um 20 MPa geringeren Reibdruck sich entsprechend in einer geringeren Mikrohärte im Bereich der prozessbeeinflussten Zone bemerkbar gemacht hat. Da Zugfestigkeit und Mikrohärte voneinander abhängig sind, sollte mit der Abnahme der Mikrohärte infolge der Verringerung des Reibdrucks auch eine Abnahme der lokalen Zugfestigkeit verbunden sein [76].

Die hier vorliegenden Befunde stimmen qualitativ mit den Resultaten aus der Arbeit von Müllauer et al. [109] überein. Diese untersuchten u.a. die Zugfestigkeit und Dehngrenze der γ -TiAl-Basislegierung Ti-45Al-4.2(Cr-Mn-Nb-Si) in Abhängigkeit von der Mikrostruktur und stellten fest, dass diese Legierung mit einem feinkörnigen Lamellengefüge höhere Werte für Dehngrenze und Zugfestigkeit lieferte als die gleiche Legierung mit einem grobkörnigen Lamellengefüge. Die Verteilung der Bruchdehnungswerte ist durch erhebliche Streuungen gekennzeichnet. Grundsätzlich aber sind die Bruchdehnungswerte bei der Prüftemperatur von 700 °C höher als bei Raumtemperatur. Hinsichtlich der Bruchdehnungen zeichnet sich die Bindezone jedoch nicht in besonderer Weise gegenüber dem Grundwerkstoff aus (Bild 6.30c), d.h. die lokale Gefügeverfeinerung hat nicht zu einer Erhöhung der Duktilität geführt. Bezüglich der Bruchdehnung verhalten sich die thermomechanisch beeinflussten Bereiche und der Grundwerkstoff der γ -TAB-Reibschweißverbindung gleich. Die Bruchdehnungswerte der Mikroflachzugproben sind mit denen der Rundzugproben in etwa vergleichbar und bewegen sich im Bereich zwischen 0.02 und 3.05 %.

Bei den Rundzugproben wurde die Beobachtung gemacht, dass Bruchversagen ausschließlich außerhalb der Bindezone der Reibschweißverbindungen auftrat. Dieses Verhalten ist auf die lokale Festigkeitszunahme zurückzuführen, die einen Abschirmungseffekt zur Folge hat, wodurch die Bindezone der statisch beanspruchten Reibschweißverbindungen aus γ -TAB gegen mechanische Schädigung geschützt war. Linear-bruchmechanisch kommt der Abschirmungseffekt dadurch zum Tragen, dass die lokale Zugfestigkeit der Bindezone größer ist als die Bruchspannung des Grundwerkstoffs der γ -TAB-Feingusslegierung:

$$R_m^{BZ} > \sigma_B^{GW} = \frac{K_{IC}}{Y \cdot \sqrt{\pi a_c}}. \quad (\text{Gl. 6.7})$$

Zum Abschirmungseffekt trug nicht nur die Festigkeitserhöhung infolge Gefügeverfeinerung und höherem α_2 -Gehaltes bei, sondern auch die $\langle 001 \rangle_\gamma // \text{RD}$ -Fasertextur ($Z = \text{RD}$) mit der darin enthaltenen Goss-Lage $g_\gamma = (110)[001]$ in der Bindezone. In dieser Orientierung können Spannungen durch Verformungen im Gleitsystem $1/2\langle 110 \rangle \{111\}_\gamma$ leichter abgebaut werden. Der Grundwerkstoff hingegen war durch eine grob-lamellare Anisotropie sowie eine $\langle 111 \rangle_\gamma // \text{TD}$ -Fasertextur ($r = \text{TD}$) in Radialrichtung der Reibschweißproben gekennzeichnet. In den hier durchgeführten Zugversuchen an den Rundzugproben erfolgte die Beanspruchung senkrecht zur Radialrichtung. Bartels und Schillinger [102] berichteten, dass bei Beanspruchung in $\langle 111 \rangle_\gamma$ -Richtung höhere Fließspannungen ermittelt wurden als unter einem Winkel von 45° dazu.

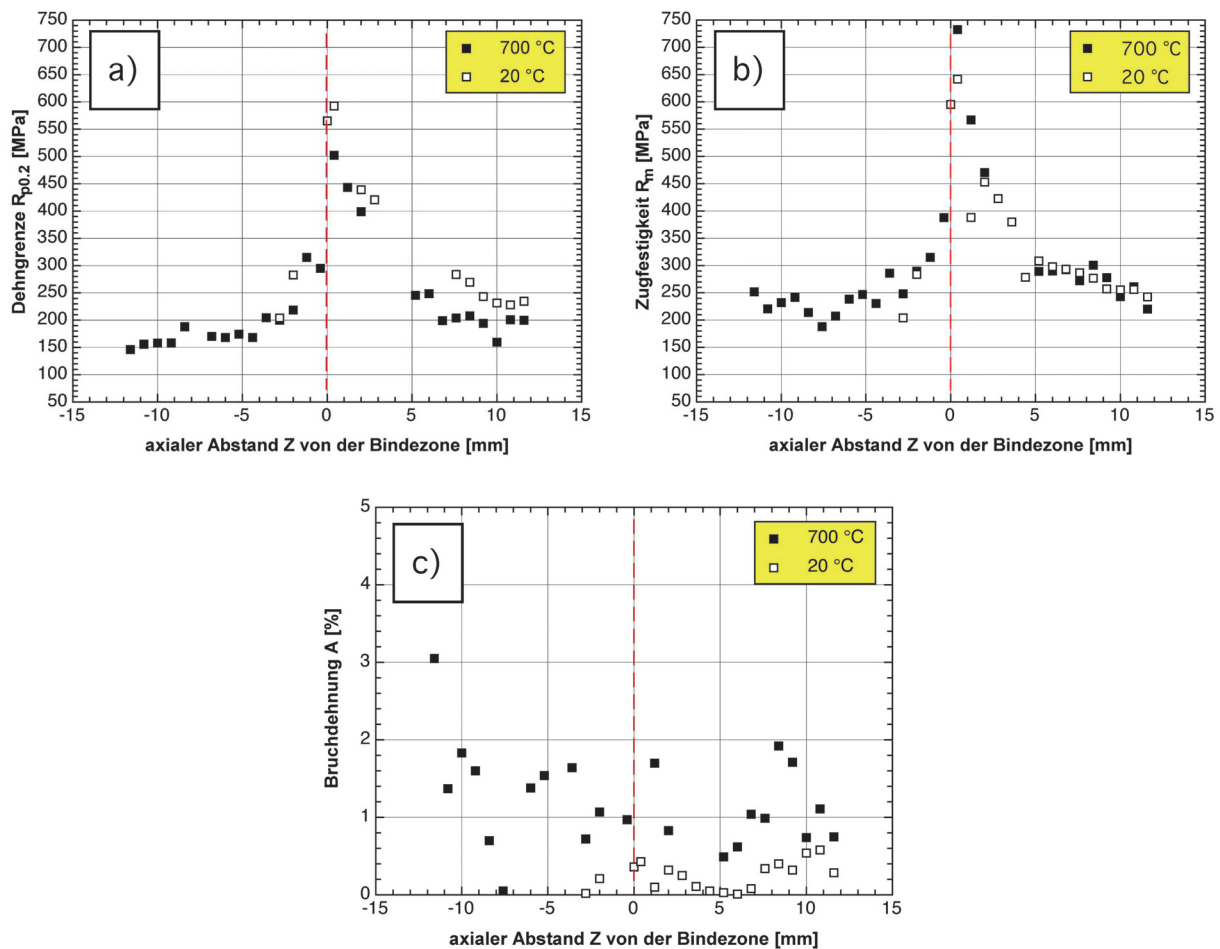


Bild 6.30: Örtliche Verteilung von a) Dehngrenze, b) Zugfestigkeit und c) Bruchdehnung, ermittelt an Mikroflachzugproben (s. auch Bild 5.1).

Die Zuordnung von lokaler Zugfestigkeit und Mikrohärte ergab zwischen diesen Größen eine lineare Beziehung (Bild 6.31), welche näherungsweise durch die Gleichung

$$R_m = 5.0 \cdot (\text{HV}0.5) - 1000 \text{ MPa} \quad (\text{Gl. 6.8})$$

ausgedrückt werden kann. Allerdings bestehen erhebliche Streuungen, was primär auf die Abweichungen der an den Mikroflachzugproben ermittelten Kennwerte zurückzuführen ist. Dessen ungeachtet geht aus dem linearen Zusammenhang zwischen Festigkeit und Mikrohärte hervor, dass

auch die Zugfestigkeit der Mikroflachzugproben durch die Strukturabmessungen S und die α_2 -Gehalte bestimmt wird, womit sich Gleichung 6.6 in den hier aufgezeigten Zusammenhang einfügt.

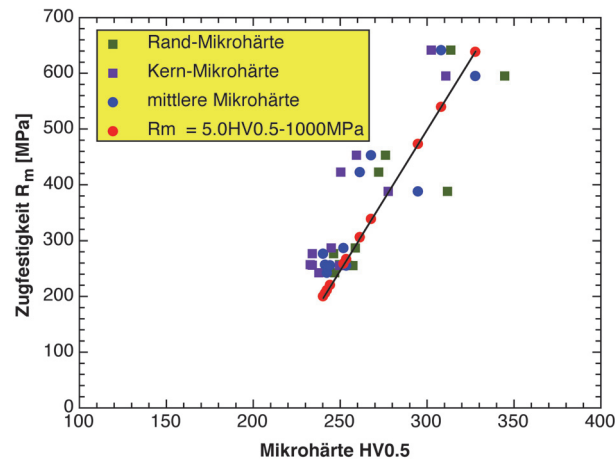


Bild 6.31: Linearer Zusammenhang zwischen Zugfestigkeit der Mikroflachzugproben und Mikrohärte HV0.5. Zugfestigkeit und Mikrohärtewerte aus dem Rand- und Kernbereich (Rand- und Kern-Mikrohärte) sind lokal zugeordnet. Aus Rand- und Kern-Mikrohärte wurde die mittlere Mikrohärte bestimmt, die zur Berechnung der Zugfestigkeit herangezogen wurde (geschlossene rote Kreise).

6.5 Schlussfolgerung

Zylindrische Fügeteile aus der grob-lamellaren γ -TAB-Feingusslegierung im homogenisierten Zustand mit einem Durchmesser von 25 mm, deren Stoßflächen feingeschliffen und geläppt sind, konnten mittels einer kontinuierlich angetriebenen Rotationsreibschweißmaschine mit einem Reibdruck von 310 MPa, einer Reibverkürzung von 10 mm, einer Stauchzeit von 6 s, einem Stauchdruck von 590 MPa und einer Umdrehungszahl von 1500 U/min fehlerfrei gefügt werden. Eine Notwendigkeit zur Durchführung von Wärmebehandlungen bestand nicht. Die Prozessdauer betrug etwa 60 s. Diese Werte sollten nicht unterschritten werden, weil andernfalls Abriebpartikel nicht vollständig in die Reibgrate abtransportiert werden und Mikrohohlräume in der Reibschweißnaht entstehen können. Das mechanische Verhalten einer γ -TAB-Reibschweißverbindung unter Zugbeanspruchung bei Raumtemperatur und Einsatztemperatur von 700 °C wurde bestimmt durch die Grundwerkstoffeigenschaften der γ -TAB-Feingusslegierung und nicht durch die fein-lamellare Reibschweißnaht. Damit ist das Rotationsreibschweißen mit kontinuierlichem Antrieb dem Diffusionsschweißverfahren hinsichtlich Prozessführung, Herstelldauer und Nahteigenschaften überlegen. Des Weiteren ist die γ -TAB-Feingusslegierung als reibschweißgeeigneter Strukturwerkstoff anzusehen.

7. γ -TAB/Ti6Al4V-Reibschweißverbindungen: Ergebnisse und Diskussion

7.1 Vorbetrachtung

In [16] wurde berichtet, dass parallel zu den Reibschweißversuchen an der γ -TAB-Feingusslegierung auch Versuche an der geschmiedeten Titanlegierung Ti6Al4V durchgeführt worden sind, um Startparameter für das artfremde Reibschweißen zum Verbinden der γ -TAB-Feingusslegierung mit Ti6Al4V zu ermitteln, welches Gegenstand des 7. Kapitels ist. Die Stoßflächen von aus geschmiedeten Rundstangen entnommenen zylindrischen Ti6Al4V-Reibschweißproben von 25 mm Durchmesser und ca. 50 mm bzw. 100 mm Länge wurden lediglich plangedreht, ansonsten fanden keine weiteren Behandlungen statt [16]. Artgleiche Ti6Al4V-Reibschweißverbindungen ließen sich ohne Komplikationen und Bindefehler mit einem Reibdruck von 230 MPa-290 MPa, einer Reibverkürzung von 3.00 bis 7.20 mm, einer Stauchzeit von 1.30 bis 2.0 s, einem Stauchdruck von 250 bis 630 MPa und einer Umdrehungszahl von ca. 1500 U/min herstellen [16]. Die Prozessdauer bewegte sich in Abhängigkeit von den gewählten Reibschweißparametern in einem Bereich zwischen 2.8 s und 7.3 s [16].

Bild 7.1a zeigt artgleiche Ti6Al4V-Reibschweißverbindungen, denen in Bild 7.1b artgleiche γ -TAB-Reibschweißverbindungen gegenübergestellt sind. Diese Gegenüberstellung lässt deutlich erkennen, dass die Titanlegierung Ti6Al4V innerhalb kurzer Zeit zu ausgeprägter Reibgratbildung neigt (Bild 7.1a). Dagegen waren die Reibgrate in den γ -TAB-Reibschweißverbindungen deutlich kürzer (Bild 7.1b). Für die Herstellung von γ -TAB/Ti6Al4V-Reibschweißverbindungen war damit die im Vergleich zur γ -TAB-Feingusslegierung weniger warmfeste Ti-Legierung Ti6Al4V bestimmend [8, 50], wie in Abschnitt 7.4.2 noch gezeigt wird.

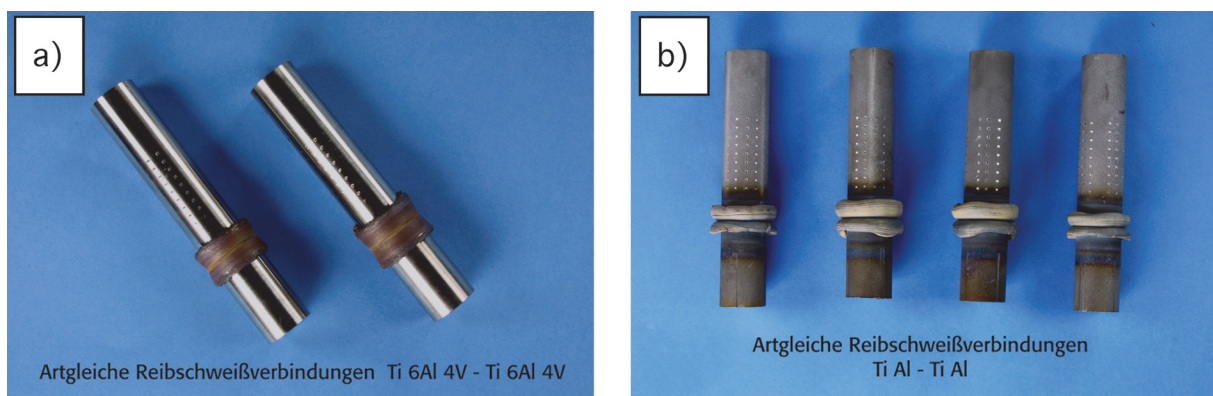


Bild 7.1: a) Ti6Al4V-Reibschweißverbindungen, b) γ -TAB-Reibschweißverbindungen. Darstellungen aus [16].

Das Ausgangsgefüge der Legierung Ti6Al4V ist globular. Die Körner zeigen eine Streckung mit vorwiegend paralleler Orientierung zur Rotationsachse (Bild 7.2a). Die Breite der Bindezone nimmt von außen nach innen in Richtung Rotationsachse ab, erreicht im Zentrum der Reibschweißprobe ein Minimum und nimmt dann nach außen hin wieder zu (Bild 7.2b). Die Mikrostruktur der Bindezone ist gekennzeichnet durch einen Gradienten, d.h. im Außenbereich ist ein lamellares Gefüge zu erkennen,

was darauf hinweist, dass die Reibschweißtemperatur deutlich oberhalb der β -Transustemperatur lag [16]. Durch Abkühlung aus dem β - in das $(\alpha+\beta)$ -Gebiet ist das globulare Ausgangsgefüge im Außenbereich in ein lamellares Gefüge umgewandelt worden [16, 67]. Die Gefügestruktur innerhalb der Bindezone in der Umgebung des Zentrums der Probe ließ sich selbst bei hohen Vergrößerungen nicht eindeutig identifizieren, weil die Mikrostruktur in diesem Bereich extrem feinkörnig ist. Oberhalb und unterhalb der Bindezone sind Körner erkennbar, deren Streckung senkrecht zur Rotationsachse orientiert sind (Bilder 7.2c und 7.2d) [16].

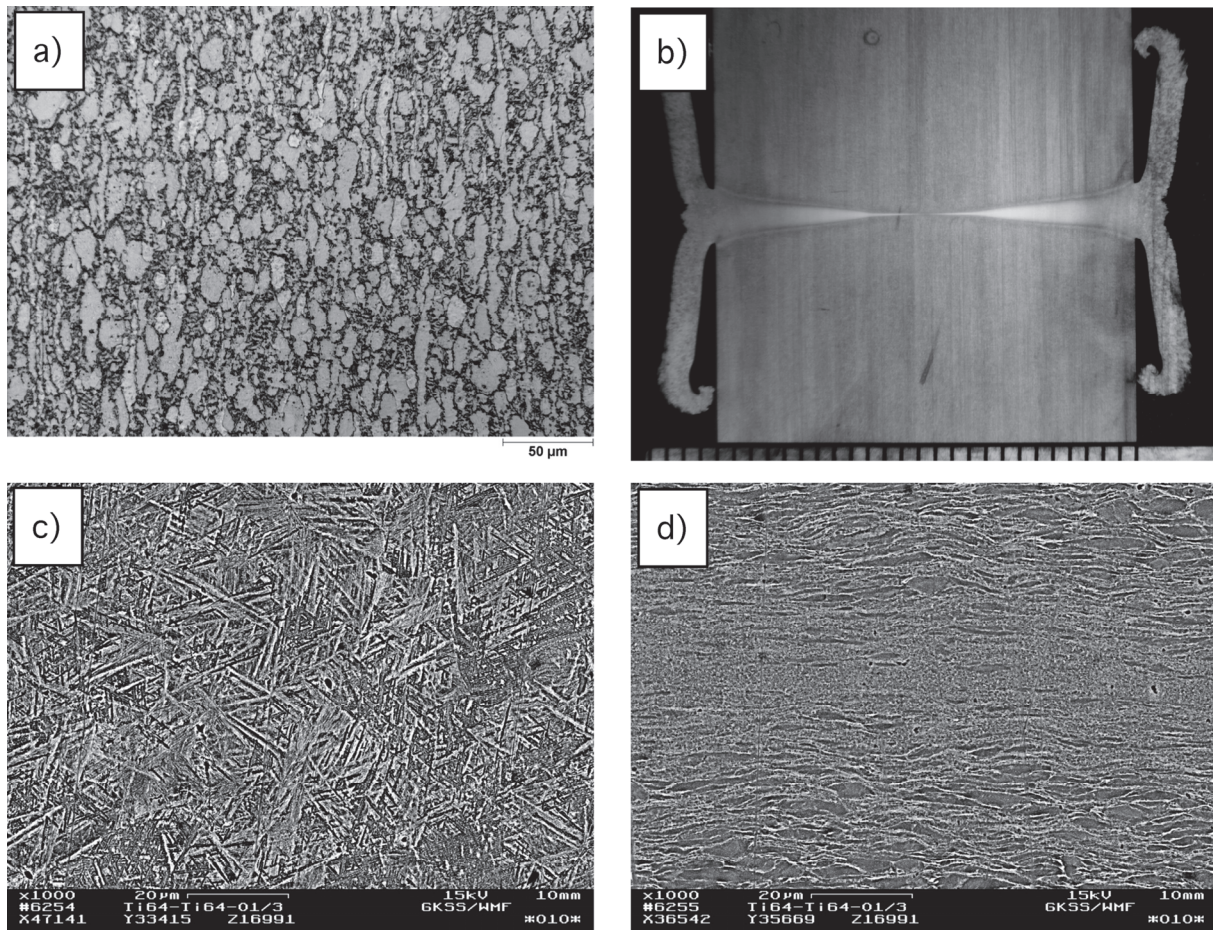


Bild 7.2: a) globulares Ausgangsgefüge der Ti6Al4V-Legierung; b) keilförmige Bindezone c) lamellare Struktur im Außenbereich und d) Innenbereich der Bindezone am Rotationszentrum [16].

7.2 Prozessentwicklung

Die Reibschweißversuche zum Fügen der γ -TAB-Feingusslegierung mit der klassischen Ti-Basislegierung Ti6Al4V wurden ebenfalls im Unternehmen GEA Tuchenhagen durchgeführt. Auch hier wurde von dem Parameter Reibverkürzung s_R Gebrauch gemacht. Der Durchmesser der zylindrischen Proben betrug wie in den Versuchen zum artgleichen Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung aus Gründen der Vergleichbarkeit 25 mm, die Länge der γ -TAB-Reibschweißproben 40 bis 50 mm und die der Ti6Al4V-Reibschweißproben 90 bis 100 mm. Die γ -TAB-Reibschweißproben befanden sich im homogenisierten Zustand, deren Stoßflächen wurden feingeschliffen und geläppt (s. Kap. 6). Die

Stoßflächen der zylindrischen Ti6Al4V-Reibschweißproben waren plangedreht.

7.2.1 Einfluss von Parametervariation und makroskopische Merkmale

In Tabelle 7.1 sind die in der 1. Versuchsphase ermittelten Prozessparameter Reibweg s_R , Reibdruck P_R , Stauchdruck P_{St} , Stauchzeit t_{St} sowie daraus resultierende Werte für Gesamtverkürzung s_G und Prozessdauer t_{Pr} zusammengefasst, mit denen die artfremden Verbindungen ohne Wärmebehandlungen hergestellt wurden. Die Umdrehungszahl betrug etwa 1470 U/min, die Prozessdauer bewegte sich in einem Bereich von 2.4 bis 5.4 s. Es sind innerhalb kurzer Prozesszeiten Gesamtverkürzungen von 4.10 bis 7.83 mm erzielt worden. Die variierten Parameter sind in Tabelle 7.1 grau hervorgehoben worden. Bestimmend für die Prozessgeschwindigkeit war demnach die Titanlegierung Ti6Al4V.

Tabelle 7.1: Parametersätze der 1. Versuchsphase ohne Wärmebehandlung. Die Anreibzeit betrug 1 s. Probendurchmesser $D = 25$ mm, Probenlängen $L_{\gamma\text{-TAB}} \approx 50$ mm und $L_{\text{Ti6Al4V}} \approx 100$ mm.

Probe	P_{St} [MPa]	t_{St} [s]	P_R [MPa]	s_R [mm]	t_{Pr} [s]	s_G [mm]	T_{vor} [°C]	T_{nach} [°C]
1. Versuchsphase: Parametervariation ohne Wärmebehandlung								
#01TABTi64	270	1.80	230	6.00	4.9	7.39	-/-	-/-
#02TABTi64	270	1.80	230	5.00	4.2	6.11	-/-	-/-
#03TABTi64	270	1.80	230	3.00	2.4	4.10	-/-	-/-
#04TABTi64	270	1.40	230	6.00	5.0	7.39	-/-	-/-
#05TABTi64	270	1.60	230	6.00	5.2	7.83	-/-	-/-
#06TABTi64	270	1.80	230	6.00	5.4	7.39	-/-	-/-
#07TABTi64	330	1.80	280	6.00	5.1	7.28	-/-	-/-
#08TABTi64	330	1.80	310	6.00	4.6	7.08	-/-	-/-
#09TABTi64	340	1.80	310	6.00	4.7	7.18	-/-	-/-
#10TABTi64	360	1.80	310	6.00	4.6	7.38	-/-	-/-

In Bild 7.3 sind exemplarisch zwei in der 1. Versuchsphase hergestellten γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen (#07-TABTi64, #08-TABTi64) dargestellt, bei welchen der Reibdruck P_R variiert wurde; Reibverkürzung s_R , Stauchdruck P_{St} und Stauchzeit t_{St} waren konstant. Ein wesentliches Merkmal ist, dass sich nur auf der Ti6Al4V-Seite ein Reibgrat gebildet hat, jedoch nicht auf der γ -TAB-Seite. Dies bedeutet einseitige Längenverkürzung und lokale Plastifizierung im Bereich der Ti6Al4V-Legierung während des Reibschweißens. Das Erscheinungsbild, wonach Längenverkürzung und lokale Plastifizierung in den Verbindungen einseitig auftrat, entspricht den in [50] dargestellten und diskutierten Ergebnissen. Des Weiteren waren γ -TAB-seitige Anlauffarben erkennbar, welche ein Hinweis darauf sind, dass während der Reibphase lokal hohe Temperaturen erzeugt worden sind. Dem Bild 7.3a ist des Weiteren zu entnehmen, dass die mit einem Reibdruck von 310 MPa hergestellte Verbindung #08TABTi64 auf der γ -TAB-Seite intensivere Anlauffarben aufwies als die mit dem Reibdruck von 280 MPa geschweißte Verbindung #07TABTi64.

Die Erhöhung der Reibverkürzung s_R hatte eine Zunahme der Reibgratlänge zur Folge. Eine größere Reibverkürzung bedeutet kinematisch eine höhere Reibzeit, in welcher auf beiden Werkstoffseiten Reibungswärme eingebracht wird; entsprechend ausgeprägter ist die Reibgratbildung. Die Variation

von Stauchdruck P_{St} und Stauchzeit t_{St} bewirkte hingegen keine erkennbaren Änderungen im makroskopischen Erscheinungsbild.

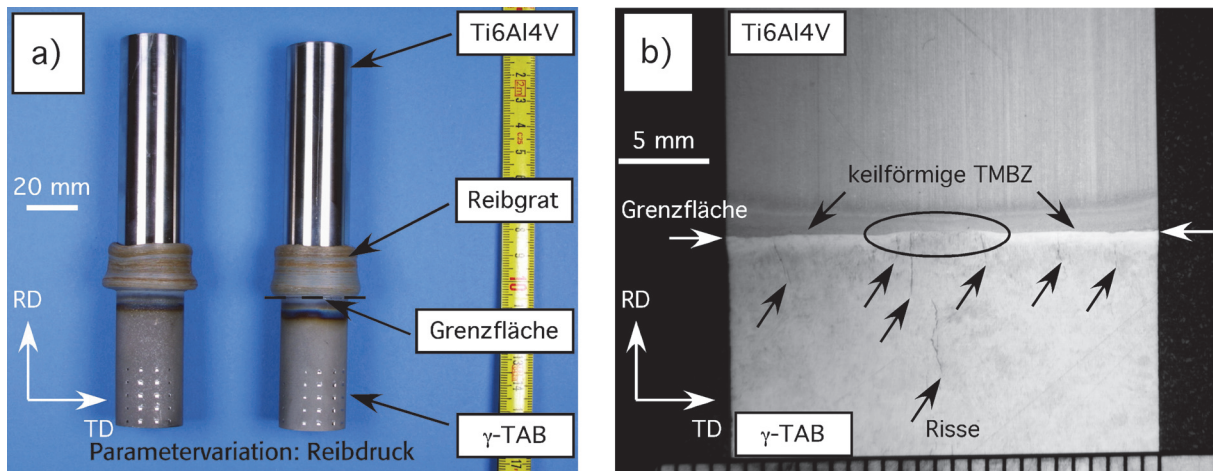


Bild 7.3: a) Darstellung der in der 1. Phase hergestellten Reibschweißverbindungen #07TABTi64 (links) und #08TABTi64 (rechts), b) Makroschliff der Probe #08-TABTi64. Die Fügezone ist keilförmig ausgebildet, die γ -TAB-seitigen Risse sind durch Pfeile angezeigt. Der Reibgrat wurde hier aus präparationstechnischen Gründen beseitigt.

Aus den Reibungskoeffizienten $\mu_{\gamma\text{-TAB}} = 0.91$ und $\mu_{\text{Ti6Al4V}} = 0.28$ [30, 77, 80] wurde der Mittelwert von $\mu = 0.59$ berechnet, um zu einer Abschätzung der Leistungsdichte q_0/A nach Gleichung 4.2 zu gelangen. Für diese ergaben sich Werte von 177 Wmm^{-2} bis 239 Wmm^{-2} mit den in der 1. Versuchsphase festgelegten Reibdrücken von 230 bis 310 MPa. Die Prozessdauer beim artgleichen Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung betrug in etwa 60 s, war also deutlich länger als bei der Herstellung der artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen (s. Kap. 6). Aus dem mittleren Reibdruck von $P_R = 303 \text{ MPa}$ und dem Reibungskoeffizienten von $\mu_{\gamma\text{-TAB}} = 0.91$ ergibt sich eine Leistungsdichte von $q_0/A = 361 \text{ W}\cdot\text{mm}^{-2}$ (s. Kap. 6, Abschnitt 6.2). Damit war die eingebrachte Wärme in den artfremden Verbindungen nicht nur aufgrund des niedrigeren Reibungskoeffizienten geringer, sondern auch wegen der kürzeren Prozesszeiten. Dennoch reichte sie aus, um lokale Oxidationsvorgänge an der Oberfläche zu aktivieren, welche zur Bildung der stoßflächennahen Anlauffarben geführt hat.

Der Makroschliff der in der 1. Versuchsphase hergestellten Verbindung #08TABTi64 ließ keine ausgeprägte Bindezone erkennen, welche sich von den jeweiligen Werkstoffarten strukturell differenzierte (Bild 7.3b). Auf beiden Werkstoffseiten sind Gefügeänderungen sichtbar, welche scharf voneinander abgegrenzt und über den Probendurchmesser nicht gleichmäßig ausgebildet sind. Die Breite dieser thermomechanisch beeinflussten Zone (TMBZ) nimmt in radialer Richtung ($r = \text{TD}$) von außen nach innen zum Rotationszentrum hin ab und wird dann wieder größer. Die Reibschweißnaht hat dadurch ein axialsymmetrisches keilförmiges Aussehen. Des Weiteren haben sich beim Reibschweißen auf der γ -TAB-Seite Risse gebildet. Das Ti64-seitige Gefüge nahe an der Stoßfläche hat über den gesamten Probendurchmesser eine thermomechanische Beeinflussung erfahren, was auf der γ -TAB-Seite nicht der Fall war. Im inneren Bereich von etwa 5 mm Breite erfolgte auf der γ -

TAB-Seite nahe der Stoßfläche keine Gefügeänderung (Bild 7.3b), wofür hauptsächlich unterschiedliche Warmfestigkeiten zwischen diesen Legierungen in Betracht zu ziehen sind. Die thermischen Eigenschaften wie Temperaturleitzahl, Wärmeleitfähigkeit sowie spezifische Wärme und Dichte sind vergleichbar (s. Tabelle 4.1, Kap. 4).

Bei den artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen hingegen wurde eine homogen ausgebildete Bindezone festgestellt (s. Bild 6.4, Kap. 6), was mit dem den Wärmeausgleich über die Stoßflächen unterstützenden Selbstregelungseffekt [17] (s. Kap. 4, Abschnitt 4.1) während der Reibphase in Zusammenhang gebracht wurde. Hinsichtlich der in Bild 7.3b gezeigten artfremden Reibschweißverbindung #08TABTi64 ist anzunehmen, dass dieser Effekt während des Reibschweißens nicht zum Tragen kam. Ein wesentlicher Grund ist darin zu sehen, dass sich innerhalb der sehr kurzen Prozessdauer von $t_{pr} = 4.6$ s die Legierung Ti6Al4V insgesamt um ca. $s_G = 7.08$ mm rasch verkürzt hat und deshalb die Reibzeit wahrscheinlich zu kurz war, um eine hinreichend gleichmäßige Wärmeverteilung über die Stoßfläche zwischen γ -TAB und Ti6Al4V zu erzielen. In [11] war nachzulesen, dass beim Reibschweißen von Ti-47Al mit verschleißbeständigem Stahl AISI4140 und Reinkupfer als Zwischenschicht die Temperatur im Außenbereich höher gewesen war als im Innenbereich, was eindeutig gegen einen Temperatúrausgleich über die Stoßfläche spricht.

Das unbeeinflusste Gefüge im Innenbereich auf der γ -TAB-Seite nahe der Grenzfläche ist als ein Hinweis auf Temperaturunterschiede zwischen Außen- und Innenbereich zu interpretieren (Bild 7.3b). Dies bedeutet eine Radiusabhängigkeit des Temperaturfeldes während der Reibphase. In den Gleichungen 4.7 bzw. 4.9 (s. Kap. 4, Abschnitt 4.3), die aus dem Rykalin-Modells einer momentanen Flächenquelle in einem zylindrischen Stab abgeleitet sind [77, 78] und $T = f(Z, t)$ ist, kommt diese Radiusabhängigkeit nicht zum Ausdruck. Die Keilform der thermomechanisch beeinflussten Zone (TMBZ), die auch in einer artgleichen Reibschweißverbindung aus Ti6Al4V beobachtet wurde (s. Bild 7.2b), macht die Radiusabhängigkeit der Scherspannung deutlich, die dem axialen Reibdruck überlagert war. Die Scherspannung τ kann mit dem Radius r über das Verhältnis des Drehmoments M nach zum polaren Flächenträgheitsmoment 2. Grades $I_p = (\pi R^4)/2$ verknüpft werden. Betrachtet man die Scherspannungen während der Reibphase, so ergibt sich nach [16]

$$\tau(r) = \frac{M}{I_p} \cdot r = \frac{4}{3} \cdot \mu \cdot P_R \cdot \frac{r}{R}, \quad 0 \leq r \leq R, \quad (\text{Gl. 7.1})$$

wenn für das Drehmoment M Gleichung 4.1 (s. Kap. 4, Abschnitt 4.1) eingesetzt wird. Nach Gleichung 7.1 ist die Scherspannung im Außenbereich höher als im inneren Bereich, wo vor allem der axiale Druck überwiegt. Die keilförmige Ausbildung der Reibschweißnaht in den γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen rührt also nicht von der Artfremdheit der jeweiligen Werkstoffe her, sondern ist Folge fehlenden oder unvollständigen Temperatúrausgleichs über die Stoßflächen durch den Selbstregelungseffekt [17]. In diesem Fall ist die Temperatur eine Funktion des axialen Ortes Z , des Radius r und der Zeit t . In der Reibschweißprozessführung war die Neigung zu ausgeprägter Reibgratbildung auf der Ti64-Seite zu berücksichtigen, um ein Eindringen des Reibgrates in die Mantelfläche und damit eine Schädigung der Ti6Al4V-Oberfläche zu vermeiden. Um den

Selbstregelungseffekt (s. Kap. 4, Abschnitt 4.1) zu erzielen, wären größere Reibverkürzungen bzw. längere Reibzeiten erforderlich gewesen, was zu einer noch wesentlich stärkeren Zunahme der Reibgratlänge und damit zu Oberflächenschädigungen geführt hätte. In der Arbeit von Bohm et al. [16] wurde gezeigt, dass die Reduzierung des Reib- und Stauchdruckes sowie der Reibverkürzung die Reibgratlänge in den Ti64-Reibschweißverbindungen nicht signifikant verringert hat. Eine Optimierung mit dem Ziel einer gleichmäßigen Bindezonenausbildung war hier nicht möglich, weder bei den artgleichen Ti6Al4V-Reibschweißverbindungen noch bei den hier vorliegenden artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen.

7.2.2 Mikrohärte

Die Mikrohärte HV0.5 der in der 1. Versuchsphase hergestellten Schweißverbindungen wurde zum einen auf beiden Werkstoffseiten parallel zur Grenzfläche in radialer Richtung ($r = TD$) und zum anderen in axialer Richtung ($Z = RD$) im Außenbereich ermittelt. Der Abstand der Härteeindrücke zur Grenzfläche in radialer Richtung auf beiden Werkstoffseiten wurde auf 0.4 mm festgelegt. Die Distanz zwischen den Härteeindrücken in radialer Richtung betrug 0.4 mm bei den Proben #07TABTi6 und #10TABTi64 bzw. 1.0 mm bei den übrigen Proben. Die Abstände in axialer Richtung wurden auf 0.5 mm festgelegt. Die gemessenen Mikrohärteprofile gehen aus Bild 7.4 hervor.

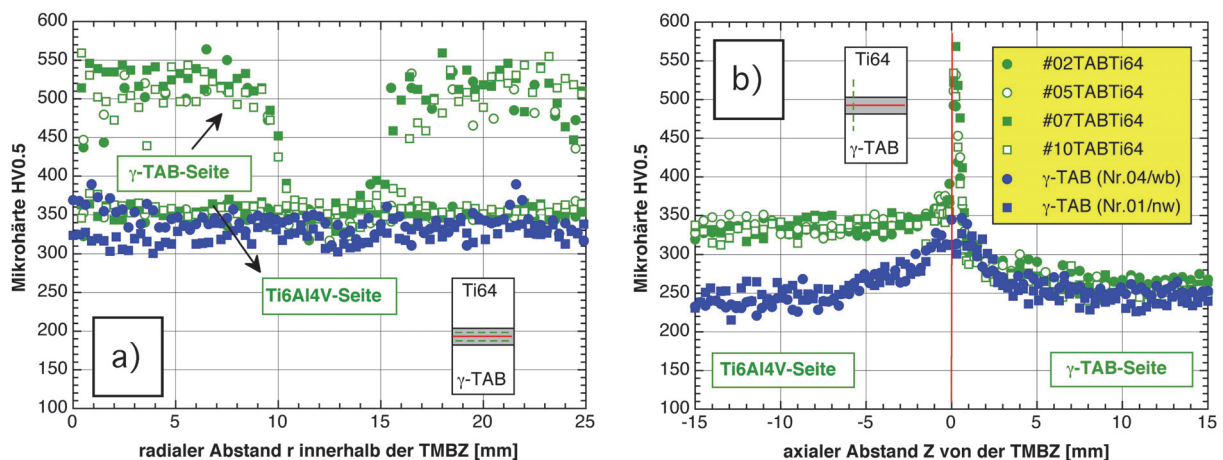


Bild 7.4: Mikrohärteprofile der artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen sowie der artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen (Nr.04/wb und Nr.01/nw, s. Bild 6.5) zum Vergleich; a) radialer Mikrohärteverlauf innerhalb der thermomechanisch beeinflussten Zone; b) axialer Mikrohärteverlauf im Außenbereich von der Ti64- zur γ -TAB-Seite.

Die Auftragung der Mikrohärte über den radialen Ort dicht entlang der Grenzfläche auf beiden Werkstoffseiten der artfremd reibgeschweißten Verbindungen zeigt, dass die γ -TAB-Feingusslegierung wesentlich stärker auf die thermomechanische Beeinflussung durch den Reibschweißprozess reagierte als die Ti6Al4V-Legierung. Den radialen Mikrohärteprofilen in Bild 7.4a ist zu entnehmen, dass im Außenbereich auf der γ -TAB-Seite die Mikrohärte deutlich höher war als im Innenbereich, d.h. von außen nach innen fiel die Mikrohärte von ca. 564 HV0.5 auf ca. 291 HV0.5 ab und nahm dann zur gegenüberliegenden Außenseite wieder zu. Hingegen war der radiale

Härteverlauf auf der Ti64-Seite entlang der Grenzfläche mit Schwankungen zwischen ca. 323 HV0.5 und ca. 378 HV0.5 nahezu gleichmäßig und die Aufhärtung deutlich geringer ausgeprägt als auf der γ -TAB-Seite. Der Abfall der radialen Mikrohärte auf der γ -TAB-Seite von der Außen- zur Innenseite steht im Zusammenhang mit der zuvor erwähnten radiusabhängigen Temperaturverteilung an der Stoßfläche und der daraus resultierenden ungleichmäßigen stoßflächennahen Gefügestruktur. Dem Makroschliffbild (Bild 7.3b) ist zu entnehmen, dass die Breite des unbeeinflussten Innenbereiches auf der γ -TAB-Seite in etwa 5 mm beträgt. Dieser Bereich widerspiegelt sich auch in den radialen Mikrohärteprofilen (Bild 7.4a).

Die axialen Mikrohärteprofile zeigen γ -TAB-seitig einen steilen Anstieg der Mikrohärte von ca. 231 bis 259 HV0.5 im Grundwerkstoffbereich auf ca. 492 bis 569 HV0.5 in einem schmalen Bereich von 1.5 mm bis 2 mm in der thermomechanisch beeinflussten Zone im Außenbereich (Bild 7.4b). Obwohl das Makroschliffbild keine signifikante Gefügebeeinflussung im Innenbereich auf der γ -TAB-Seite erkennen ließ, war dort die Mikrohärte um ca. 32 bis 60 HV0.5 höher als im Grundwerkstoff. Die Unterschiede in der Mikrohärte um ca. 73 HV0.5 zwischen TMBZ und Grundwerkstoff auf der Ti64-Seite sind im Vergleich zur γ -TAB-Seite als geringfügig zu bezeichnen. Der Verlauf der radialen und axialen Mikrohärteprofile wurde durch Variation der Prozessparameter Reibdruck P_R , Reibverkürzung s_R , Stauchdruck P_{St} und Stauchzeit t_{St} nicht beeinflusst.

Die lokale Aufhärtung auf der γ -TAB-Seite der artfremden Verbindungen ist verglichen mit den artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen Nr. 04/wb und Nr. 01/nw signifikant höher. Die Bindezone der artgleich reibgeschweißten γ -TAB-Feingusslegierung wies eine maximale Mikrohärte von ca. 350 HV0.5 auf, der Anstieg von ca. 250 HV0.5 auf diesen Maximalwert erfolgte in einem vergleichsweise breiteren Bereich von ca. 5mm. In Abschnitt 7.4 wird gezeigt, dass Gefügeheterogenitäten hinsichtlich α_2 -Gehalte und Strukturabmessungen S auf der γ -TAB-Seite in radialer Richtung für den in Bild 7.4a gezeigten Mikrohärteverlauf ausschlaggebend waren.

7.2.3 Einfluss von prozessbegleitender Wärmehandlung

1. Versuchsphase: Der Ablauf der Reibschweißversuche in der 1. Versuchsphase zeigte Komplikationen auf. Das Versuchsprogramm durchlief deshalb insgesamt vier Phasen, nach dem in der 1. Versuchsphase, in der die Parameter Reibdruck, Reibverkürzung, Stauchdruck und Stauchzeit variiert wurden, metallographische Untersuchungen an den artfremden Reibschweißverbindungen aus γ -TAB und Ti64 interlamellare Risse auf der γ -TAB-Seite sowie Risse und Mikrohohlräume an der Grenzfläche zwischen diesen beiden Werkstoffen ergaben. Die relevanten Gefüge- und Fehlermerkmale sollen hier anhand der Reibschweißverbindung #01TABTi64, die repräsentativ ist, dargelegt werden (Bild 7.5).

Das globulare Ausgangsgefüge der Ti6Al4V-Legierung (s. Bilder 2.5 und 7.2a) hat sich beim Reibschweißen nahe der Stoßfläche in ein lamellares Gefüge umgewandelt (Bilder 7.5d-7.5f). Ein solches Gefüge entsteht durch Erwärmung dieser Legierung oberhalb der β -Transustemperatur T_β

und nachfolgender Abkühlung aus dem β - in das $(\alpha+\beta)$ -Phasengebiet. Orhan et al. [110] und Peters et al. [67] gaben die β -Transustemperatur für Ti6Al4V mit $T_\beta = 995^\circ\text{C}$ an. Bei Abkühlung entstehen die Lamellen an den β -Korngrenzen und wachsen dann radial in das β -Korn [67]. Erfolgt die Abkühlung auf dem Pfad $\beta \rightarrow (\alpha+\beta)$ langsam, dann resultiert daraus ein Gefüge mit der charakteristischen Korbgeflechtstruktur [67], wie in den Bildern 7.5d-7.5f bei höherer Vergrößerung gezeigt. Das Vorliegen einer solchen Gefügestruktur, welche sowohl im Außen- als auch im Innenbereich entstanden ist, ist ein Hinweis auf beim Reibschweißen erzielte Temperaturen, welche höher waren als die β -Transustemperatur T_β .

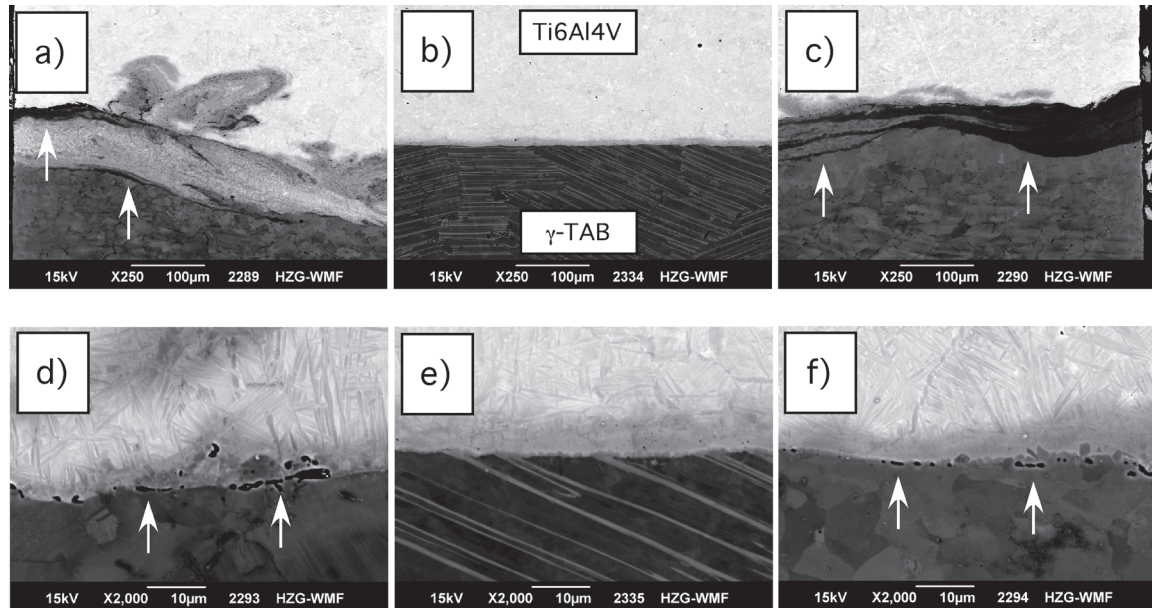


Bild 7.5: Reibschweißprobe #01TABTi64: Schweißnahtfehler in Form von Rissen und Mikrohohlräumen im Außenbereich (a), c) 250x, d), f) 2000x), lamellares Gefüge auf der Ti64-Seite über den gesamten Durchmesser (d-f)), globulares Gefüge auf der γ -TAB-Seite im Außenbereich (d) und f), grob-lamellares Gefüge auf der γ -TAB-Seite im Innenbereich am Rotationszentrum; die Mikrohohlräume sind im Außenbereich zahlreicher vorhanden als im Innenbereich.

Das γ -TAB-seitige Gefüge nahe der Stoßfläche im Außenbereich (Bilder 7.5d und 7.5f) war im Vergleich zum grob-lamellaren Grundwerkstoffgefüge (s. Bild 2.4 und 6.3a) deutlich feinkörniger und globular aufgebaut. Vom morphologischen Erscheinungsbild her kann dieses Gefüge mit einem Near-Gamma-Gefüge verglichen werden. Eine Lammellenstruktur wie in der Bindezone der artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen (s. Abschnitt 6.3.3, Bild 6.8b) war in den Außenbereichen nicht festzustellen. Ein Near-Gamma-Gefüge entsteht knapp oberhalb der eutektoiden Temperatur von ca. 1125°C [1, 18, 55]. Im Innenbereich hingegen war das stoßflächennahe γ -TAB-Gefüge wie der Grundwerkstoff der γ -TAB-Feingusslegierung grob-lamellar (Bild 7.5b und 7.5e), dort haben die Temperaturen wahrscheinlich zwischen T_β und $T_{(\alpha+\gamma)}$ gelegen. Zwischen der γ -TAB-Feingusslegierung und Ti6Al4V ist eine Reaktionsschicht entstanden. In Abschnitt 7.4.1 wird gezeigt, dass es sich hierbei um die α_2 -Ti₃Al-Phase handelt, deren Bildung auf Interdiffusion zurückzuführen ist.

Im Außenbereich haben sich von der Probenoberfläche ausgehend zwischen γ -TAB und Ti6Al4V Risse gebildet (Bilder 7.5a und 7.5c), welche möglicherweise Folge von thermischen Eigenspannungen sind, wofür verschiedene Faktoren in Betracht gezogen werden können. Thermische Eigenspannungen entstehen beim Abkühlen aufgrund von Temperaturunterschieden zwischen äußeren und inneren Werkstoffbereichen, wobei der Rand zunächst schneller abkühlt als der Kern. Dies führt zu Zugeigenspannungen im Außenbereich und zu Druckeigenspannungen im Innenbereich. Im Zuge des Temperatúrausgleichs zwischen Rand und Kern erfolgt eine Spannungsumkehr.

Mit dem artfremden Reibschweißen von γ -TAB und Ti6Al4V liegt zudem eine elastische Fehlpassung aufgrund unterschiedlicher Elastizitätsmodule vor, wodurch ebenfalls thermische Eigenspannungen hervorgerufen werden können. Die γ -TiAl-Gusslegierung Ti-47Al-4(Nb, W, B) hat einen Elastizitätsmodul von ca. 165 GPa bei 20 °C und fällt bei 900 °C auf ca. 135 GPa ab [81]. Die Unterschiede zu anderen TiAl-Legierungstypen wie Ti-47Al-(Cr, Nb, Si), Ti-48Al-1V-0.2C und Ti-48Al-2Cr-2Nb sind geringfügig [81]. Hier kann also angenommen werden, dass die γ -TAB-Feingusslegierung in den von Zhang et al. [81] diskutierten Sachverhalt eingeordnet werden kann. Von Raumtemperatur bis 550 °C verringert sich der Elastizitätsmodul der Ti6Al4V-Legierung von 115 GPa auf 70 GPa [81]. Die Unterschiede zwischen diesen Legierungen hinsichtlich des linearen Ausdehnungskoeffizienten sind dagegen nicht signifikant, dieser bewegt sich zwischen $8.5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ bei 100 °C und $12 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ bei 950 °C [81]. Des Weiteren hat sich zwischen γ -TAB und Ti6Al4V eine Reaktionsschicht aus α_2 -Ti₃Al gebildet. Phasenbildung mit phasenspezifischem Elastizitätsmodul kann mit einer Volumenänderung verbunden sein und dadurch zusätzliche Eigenspannungen hervorrufen.

Rissbildung und -ausbreitung in den γ -TAB/Ti64-Reibschweißproben blieben auf den Außenbereich beschränkt (Bilder 7.5a und 7.5c), eine Ausbreitung in Richtung Rotationszentrum fand nicht statt, was zu der Überlegung führt, dass thermische Eigenspannungen am Rotationszentrum minimal waren und im Außenbereich maximale Werte erreichten. Der äußerste Punkt stellt gewissermaßen eine Spannungssingularität dar [111]. Im Außenbereich haben thermische Eigenspannungen wahrscheinlich die Bruchzähigkeit überschritten mit der Folge, dass es zu den lokal begrenzten Auftrennungen kam, wie sie in den Bildern 7.5a und 7.5c gezeigt sind. Ein weiteres auffälliges Merkmal sind die Mikrohohlräume (Bilder 7.5d und 7.5f), die im Außenbereich der Reibschweißverbindungen häufiger anzutreffen waren als im inneren Bereich. Rauheit der Stoßflächen als ursächlicher Einflussfaktor kann ausgeschlossen werden, weil im Außenbereich die Temperaturen ausreichend hoch waren, um die Rauigkeitsspitzen zwischen den jeweiligen Stoßflächen während des Reibschweißens einzuebnen. Wäre Rauheit ein bestimmender Aspekt gewesen, dann müssten im inneren Bereich die Mikrohohlräume zahlreicher sein als außen, was jedoch nicht der Fall ist. Tendenziell nahm die Zahl der Mikrohohlräume von außen nach innen ab, wie dies am Beispiel der Reibschweißverbindung #10TABTi64 in Bild 7.6 dargestellt ist.

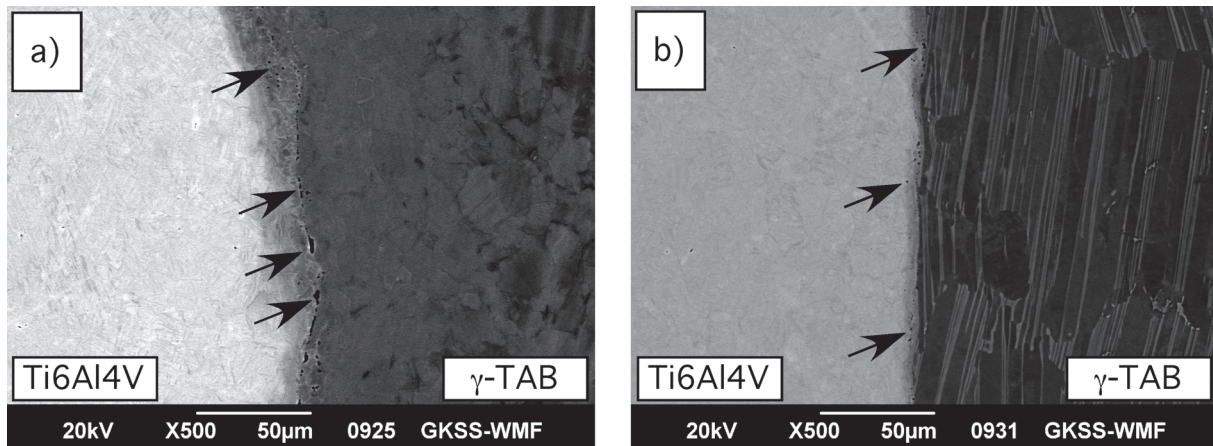


Bild 7.6: a) Grobkörnige α_2 -Grenzfläche der Verbindung #10TABTi64 im Außenbereich; b) Strukturarme α_2 -Grenzfläche der Verbindung #10TABTi64 im Innenbereich am Rotationszentrum. Tendenziell nimmt auch hier die Zahl der Mikrohohlräume von außen nach innen ab.

Schweißnahtfehler in Form von Rissen im Außenbereich und Mikrohohlräumen traten ohne Ausnahme bei allen in der 1. Versuchsphase hergestellten Proben auf. Bei einigen Proben sind neben diesen Defekten zusätzlich interlamellare Risse auf der γ -TAB-Seite aufgetreten (Bild 7.3b). Die Entstehung interlamellarer Risse ist wahrscheinlich darauf zurückzuführen, dass beim artfremden Reibschweißen induzierte Spannungen durch Verformungsvorgänge nicht abgebaut werden konnten. In Bild 7.7b bzw. 7.7e ist am Beispiel der Reibschweißverbindung #04TABTi64 ein interlamellarer Riss auf der γ -TAB-Seite dargestellt.

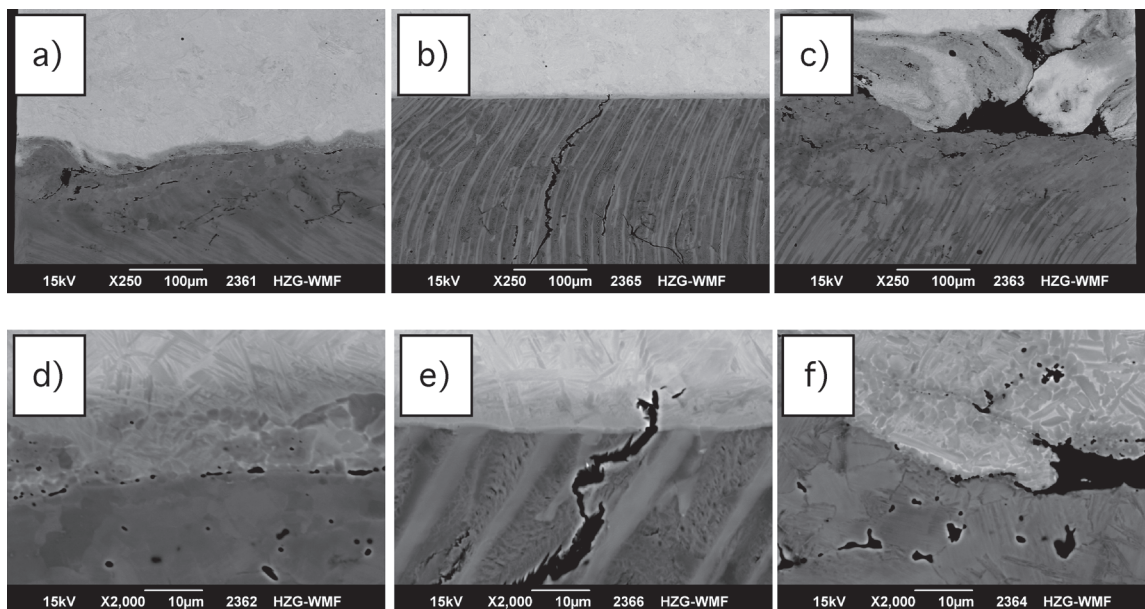


Bild 7.7: Reibschweißprobe #04TABTi64: Risse im Außenbereich und Mikrohohlräume; Reaktionsschicht zwischen der γ -TAB- und Ti64-Seite; lamellares Gefüge auf der Ti64-Seite, Near-Gamma-Gefüge im Außenbereich und grob-lamellares Gefüge auf der γ -TAB-Seite im Innenbereich mit interlamellarem Riss.

Diese Befundlage zeigte auf, dass beim artfremden Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung mit der Ti6Al4V-Legierung die Bildung derartiger Bindefehler allein durch Variation der Reibschweißparameter nicht vermieden werden konnte. Ausgehend von den Ergebnissen der 1. Versuchsphase wurde die Durchführung von Wärmebehandlungen in Erwägung gezogen mit dem Ziel, dadurch die Bildung von Mikrohohlräumen und Rissen zu vermeiden oder zumindest zu reduzieren. Dahinter stand die Überlegung, die Temperaturdifferenz ($T_{\max}-T_0$) nach Gleichung 4.7 bzw. 4.9 sowie die Aufheiz- und Abkühlraten und damit die Eigenspannungen zu verringern. Vor allem die Vorerwärmung der γ -TAB-Feingusslegierung vor dem Reibschweißen erschien hier zweckmäßig zu sein, um die Reibschweißung in ähnlicher Weise wie Appel et al. [50] durchzuführen, die γ -TiAl und Stahl mit Hilfe von prozessintegrierter Induktionserwärmung reibgeschweißt haben.

2. Versuchsphase: Die in der 2. Versuchsphase festgelegten Reibschweißparameter und Bedingungen sind aus Tabelle 7.2 ersichtlich. Gegenüber der 1. Versuchsphase (s. Tabelle 7.1) wurde hier die Stauchzeit auf 7.00 s erhöht und die Reibverkürzung von 4.00 bzw. 5.40 mm vorgegeben. Um die Auswirkungen der Stauchzeit qualitativ beurteilen zu können, wurden zwei Reibschweißverbindungen mit kürzeren Stauchzeiten von 2.00 s hergestellt. Diese Festlegung erfolgte unter Bezugnahme auf [17], da der Stoffschluss über den Verbindungsquerschnitt in der Stauchphase homogenisiert wird und dieser Vorgang durch die Stauchzeiterhöhung unterstützt werden kann. Stauchdruck von 340 MPa und Reibdruck von 260 MPa wurden konstant gehalten. Die Reibschweißverbindung #16TABTi64 wurde hergestellt, um daraus Rundzugproben, welche bei Raumtemperatur und 700 °C geprüft wurden, zu entnehmen (s. Kap. 7.3).

Tabelle 7.2: Parametersätze und Wärmebehandlung in der 2. Versuchsphase. Die Anreibzeit betrug 1s. Haltezeit bei T_{vor} und T_{nach} jeweils 10 Minuten; Abkühlung an Luft oder im Ofen nach Abschaltung.

Probe	P_{St} [MPa]	t_{St} [s]	P_{R} [MPa]	s_{R} [mm]	t_{Pr} [s]	s_{G} [mm]	T_{vor} [°C]	T_{nach} [°C]
2. Versuchsphase: Wärmebehandlung+Parametervariation								
#11TABTi64	340	2.00	260	4.00	4.2	5.34	400	900
#12TABTi64	340	2.00	260	4.00	3.6	5.33	-/-	900
#13TABTi64	340	7.00	260	5.40	9.5	6.77	-/-	900
#14TABTi64	340	7.00	260	5.40	9.4	6.67	400	900
#15TABTi64	340	7.00	260	5.40	9.4	6.67	400	-/-
#16TABTi64	340	7.00	260	5.40	8.8	6.77	400	-/-

Die γ -TAB-Reibschweißproben der Reibschweißverbindungen #11TABTi64 und #14TABTi64 wurden in einem Ofen auf zunächst 400 °C vorerwärmt, um die Temperaturdifferenz ($T_{\max}-T_0$) zu verringern, und anschließend mit der auf Raumtemperatur befindlichen Ti64-Reibschweißprobe gefügt. Die so hergestellten Reibschweißverbindungen #11TABTi64 und #14TABTi64 wurden danach in einem auf eine Temperatur von 900 °C vorgeheizten Ofen nach Abschaltung langsam abgekühlt. Die Haltezeiten betrugen jeweils 10 Minuten. Der Unterschied zwischen diesen beiden Proben bestand darin, dass die Stauchzeit t_{St} bzw. die Reibverkürzung s_{R} bei der Reibschweißverbindung #14TABTi64 um 5 s länger bzw. 1.4 mm größer war als bei der Reibschweißverbindung #11TABTi64 (s. Tabelle 7.2). In Bild 7.8 ist der Gefügezustand in verschiedenen Bereichen der Reibschweißverbindung #11TABTi64 wiedergegeben.

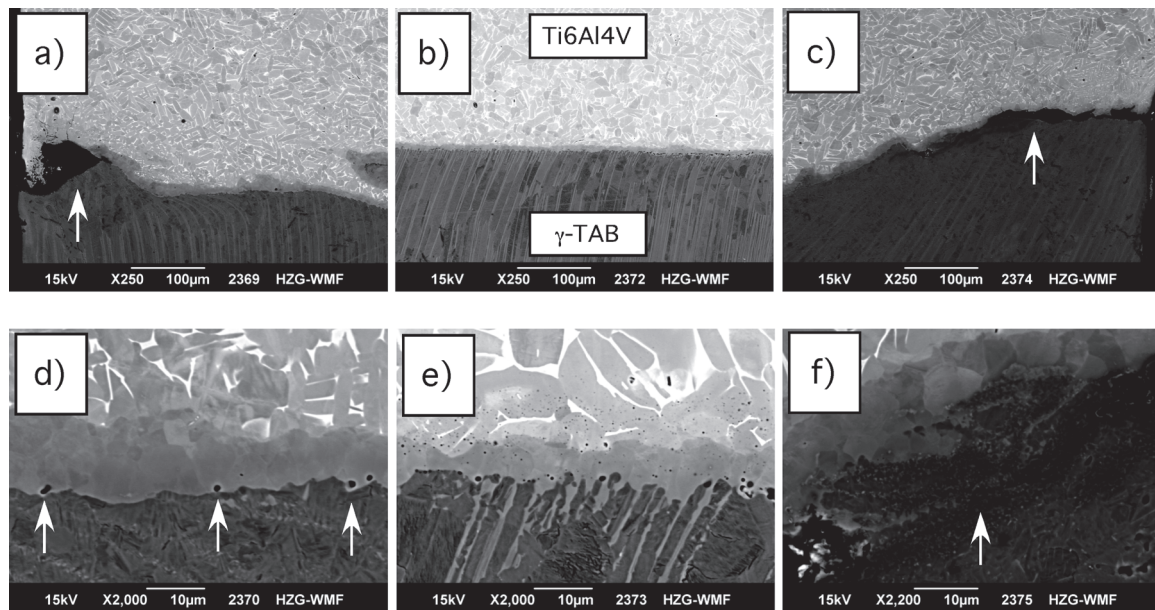


Bild 7.8: Reibschweißverbindung #11TABTi64; Stauchdruck $P_{St} = 340 \text{ MPa}$, Stauchzeit $t_{St} = 2.00 \text{ s}$, Reibdruck $P_R = 260 \text{ MPa}$, Reibverkürzung $s_R = 4.00 \text{ mm}$, Vorerwärmung bei $T_{vor} = 400 \text{ °C}$ Nachwärmebehandlung bei $T_{nach} = 900 \text{ °C}$, Abkühlung im Ofen nach Abschaltung. Darstellung bei Vergrößerungen von 250x und 2000x. a), d), c), f): Außenbereich, b), e): Innenbereich.

Im Außenbereich der Reibschweißverbindung #11TABTi64 sind noch nach wie vor Risse aufgetreten, ebenso auch Mikrohohlräume (Bild 7.8). Die Vor- und Nachwärmebehandlung mit $T_{vor} = 400 \text{ °C}$ und $T_{nach} = 900 \text{ °C}$ zeigte hinsichtlich dieser Fehlermerkmale nicht die beabsichtigte Wirkung. Der positive Effekt dieser Maßnahmen bestand lediglich darin, dass sich im grob-lamellaren Bereich auf der γ -TAB-Seite keine Risse gebildet haben. Des Weiteren hat sich das lamellare TMBZ-Gefüge auf der Ti64-Seite infolge der Nachwärmebehandlung bei $T_{nach} = 900 \text{ °C}$ in ein nahezu globulares Gefüge umgewandelt. Die Auflösung der Ti64-seitigen lamellaren Struktur entspricht der Lösungsglühbehandlung eines verformten lamellaren Gefüges im $(\alpha+\beta)$ -Phasengebiet, woraus ein rekristallisiertes globulares Gefüge entsteht [67]. Das γ -TAB-seitige Gefüge ist in den Außenbereichen unverändert globular und im Innenbereich grob-lamellar geblieben. Durch die Nachwärmebehandlung hat die Dicke der α_2 -Ti₃Al-Reaktionsschicht zugenommen, was darauf zurückzuführen ist, dass die während des Reibschweißens aktivierten Interdiffusionsprozesse bei $T_{nach} = 900 \text{ °C}$ noch eine Zeit lang aufrechterhalten wurden. Die Erhöhung der Stauchzeit von 2.00 s auf 7.00 s sowie der Reibverkürzung von 4.00 mm auf 5.40 mm rief keine erkennbaren Änderungen hervor, die gefügemorphologischen Merkmale der jeweiligen Verbindungen #11TABTi64 und #14TABTi64 waren nahezu identisch. Bei der Herstellung der Reibschweißverbindungen #12TABTi64 und #13TABTi64 wurde der Ansatz geprüft, inwieweit auf eine Vorerwärmung verzichtet werden kann, um dadurch Bruttoprozesszeit einzusparen. Vor Beginn des Reibschweißprozesses befanden sich die jeweiligen Reibschweißproben auf Raumtemperatur. Nach erfolgter Reibschweißung wurden die jeweiligen Verbindungen 10 Minuten lang bei 900 °C wärmebehandelt und anschließend im Ofen nach Abschaltung abgekühlt. Der Unterschied zwischen #12TABTi64 und #13TABTi64 bestand ebenfalls in der Stauchzeit und der Reibverkürzung (s. Tabelle 7.2). Der Gefügestand der Reibschweißverbindung #12TABTi64 ist in Bild 7.9 dargestellt. Dieser Ansatz hat nicht zu einem

anderen Ergebnis geführt. Die Reibschweißverbindungen #12TABTi64 und #13TABTi64 ließen im direkten Vergleich miteinander keine wesentlichen Unterschiede erkennen und wiesen zudem morphologische und strukturelle Ähnlichkeiten mit den Reibschweißverbindungen #11TABTi64 und #14TABTi64 auf.

Der Vorteil eines lamellaren Ti6Al4V-Gefüges besteht in dessen höherer Beständigkeit gegen Kriechverformung und Ermüdungsrissausbreitung sowie höherer Bruchzähigkeit. Auf Bruchflächen zeigt sich dies in der Rissablenkung zwischen den unterschiedlich orientierten Lamellenpaketen und im Rissverlauf auf unterschiedlichen Ausbreitungsebenen, was mit zusätzlichem Energieaufwand verbunden ist und in ein zerklüftetes Rissfrontprofil resultiert [67]. Dagegen liefern globulare feinkörnige Ti6Al4V-Gefüge höhere Dauerfestigkeiten und Bruchdehnungen [67]. Die Auflösung des stoßflächennahen Ti64-seitigen lamellaren Gefüges in den Reibschweißverbindungen #11TABTi64, #12TABTi64, #13TABTi64 und #14TABTi64 infolge der Nachwärmebehandlung ist insofern nicht als Nachteil zu bewerten. Nachteilig kann jedoch eine Dickenzunahme der spröden α_2 -Ti₃Al-Reaktionsschicht sein, weshalb eine weitere Probe hergestellt wurde, bei welcher nur eine Vorerwärmung der γ -TAB-Reibschweißproben auf 400 °C durchgeführt wurde. Der Verzicht auf eine Nachwärmebehandlung bedeutet zudem eine weitere Möglichkeit zur Reduzierung der Bruttoprozesszeit. Es hat sich gezeigt, dass die Reibschweißverbindung #15TABTi64 sich nicht von den in der 1. Versuchsphase hergestellten Reibschweißverbindungen morphologisch unterscheidet (Bild 7.10). Die Reibschweißverbindung #15TABTi64 wies alle Fehlermerkmale wie Risse im Außenbereich und Mikrohohlräume zwischen der γ -TAB- und der Ti64-Seite auf (s. auch Bilder 7.5 und 7.7).

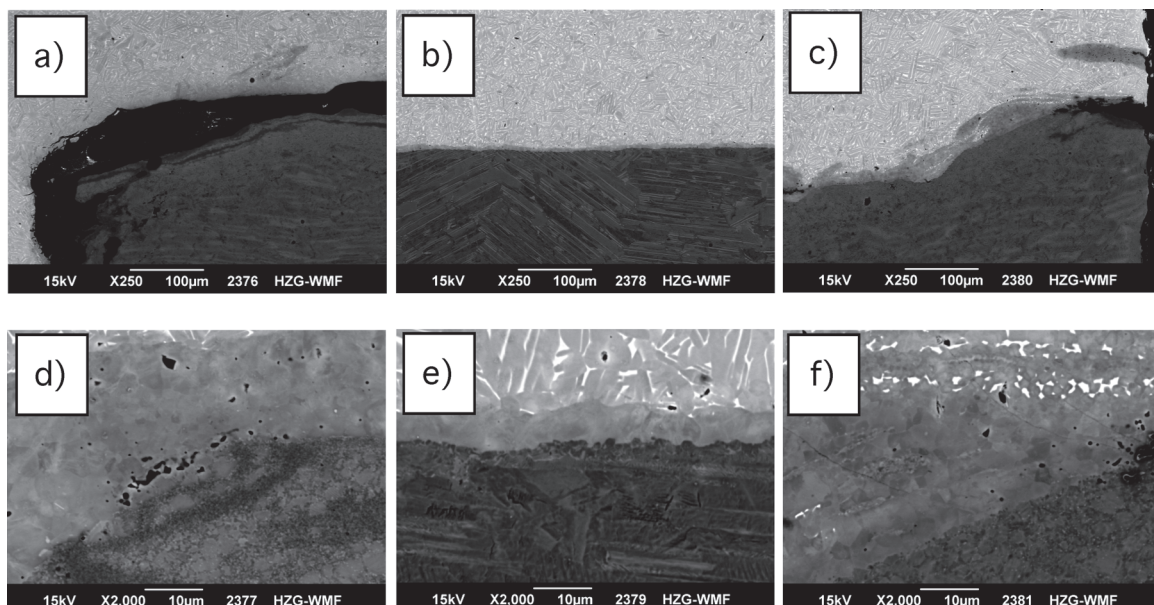


Bild 7.9: Reibschweißverbindung #12TABTi64; Stauchdruck $P_{St} = 340 \text{ MPa}$, Stauchzeit $t_{St} = 2.00 \text{ s}$, Reibdruck $P_R = 260 \text{ MPa}$, Reibverkürzung $s_R = 4.00 \text{ mm}$, nur Nachwärmebehandlung bei $T_{nach} = 900 \text{ °C}$, Abkühlung im Ofen nach Abschaltung. Darstellung bei Vergrößerungen von 250x und 2000x. a), d): Außenbereich, b), e): Innenbereich, c), f): gegenüberliegender Außenbereich.

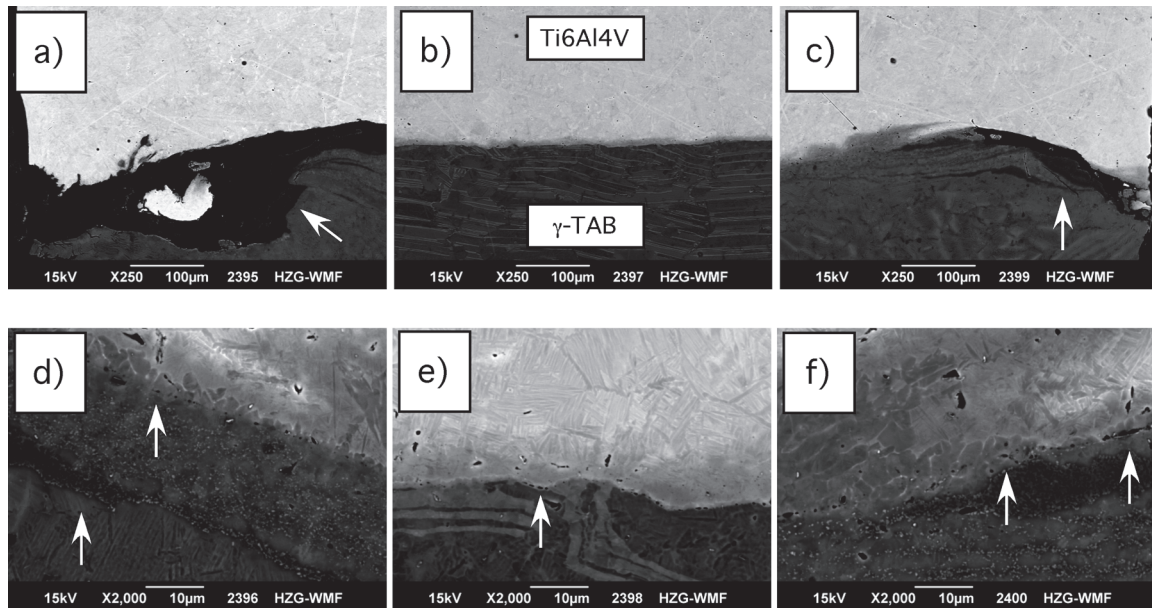


Bild 7.10: Reibschweißverbindung #15TABTi64; Stauchdruck $P_{St} = 340$ MPa, Stauchzeit $t_{St} = 7.00$ s, Reibdruck $P_R = 260$ MPa, Reibverkürzung $s_R = 5.40$ mm, Vorerwärmung bei $T_{vor} = 400$ °C, Abkühlung an Luft. Darstellung der Außenbereiche sowie des Innenbereiches bei Vergrößerungen von 250x und 2000x. a), d): Außenbereich, b), e): Innenbereich, c), f): gegenüberliegender Außenbereich.

3. Versuchsphase: In der 3. Versuchsphase wurde der Frage nachgegangen, unter welchen Bedingungen eine γ -TAB-seitige Verformung mit Reibgratbildung eintreten und ob sich dadurch das Ausmaß der Schweißnahtfehler verringern würde. Hierfür mussten die Temperaturen auf Werte oberhalb des spröde-duktilen Übergangsbereiches erhöht werden, um die lokale γ -TAB-seitige Verformung dadurch zu verstärken. Reibdruck von 270 MPa, Reibverkürzung von 4.00 mm, Stauchdruck von 340 MPa und Stauchzeit von 2.00 s waren in der 3. Versuchsphase konstant. Die Temperaturen für die jeweiligen Wärmebehandlungen wurden auf 1000 °C festgelegt, wie in der 2. Versuchsphase erfolgte nach dem Reibschweißen eine Luft- oder Ofenabkühlung. Die Parameter sowie die Bedingungen zur Herstellung der Reibschweißproben #17TABTi64 und #18TABTi64 sind in Tabelle 7.3 wiedergegeben.

Tabelle 7.3: Parametersätze und Wärmebehandlung in der 3. Versuchsphase. Die Anreibzeit betrug 2s. Haltezeit bei T_{vor} und T_{nach} jeweils 10 Minuten; Abkühlung an Luft oder im Ofen nach Abschaltung.

Probe	P_{St} [MPa]	t_{St} [s]	P_R [MPa]	s_R [mm]	t_{Pr} [s]	s_G [mm]	T_{vor} [°C]	T_{nach} [°C]
3. Versuchsphase: Wärmebehandlung bei 1000 °C								
#17TABTi64	340	2.00	270	4.00	3.1	5.23	1000	-/-
#18TABTi64	340	2.00	270	4.00	3.6	5.33	1000	1000

Die Temperatur von 1000 °C erwies sich als zu hoch. Während der Vorerwärmung bildete sich zwischen der γ -TAB-Feingusslegierung und der Ti6Al4V-Legierung eine Oxidschicht, welche in der Anreib- und Reibphase nicht abgebaut bzw. beseitigt werden konnte und in Bild 7.11a als dunkler Saum erkennbar ist. In Bild 7.11b ist ein EDX-Linienprofil für Titan, Aluminium und Sauerstoff

dargestellt und zeigt an der Grenzfläche zwischen den jeweiligen Legierungen eine erhöhte O-K $_{\alpha}$ -Intensität an.

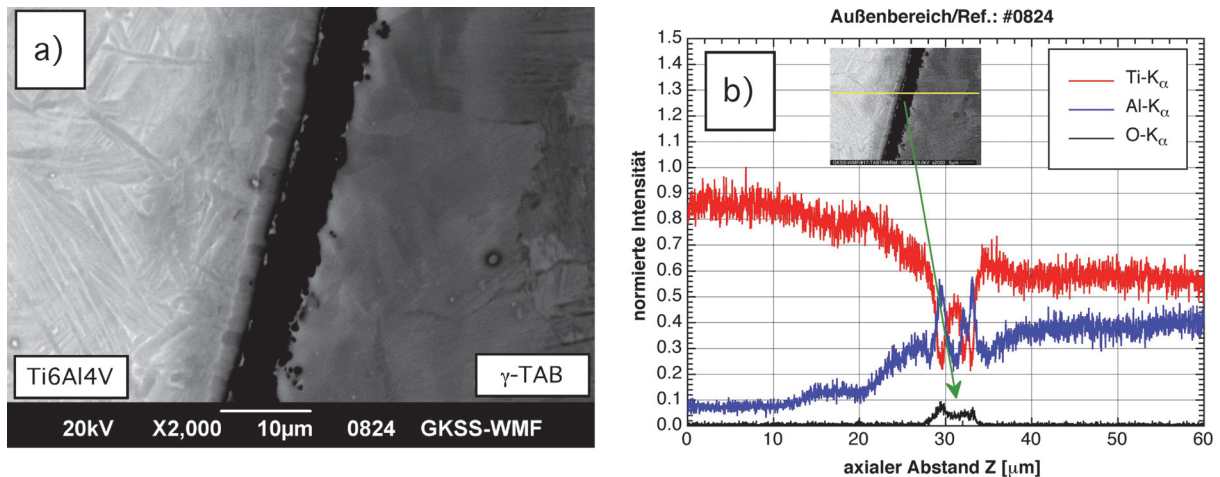


Bild 7.11: a) Gefüge der Reibschweißverbindung #17TABTi64; b) EDX-Linienprofil von Ti, Al und O. Dichte Oxidschicht zwischen der γ -TAB-Feingusslegierung und Ti6Al4V.

4. Versuchsphase: Durch Reduzierung der Vorerwärmungstemperatur von 1000 °C auf 800 °C in der 4. Versuchsphase konnte die Bildung einer Oxidschicht auf den Stoßflächen der γ -TAB-Reibschweißproben vermieden werden (Bild 7.12). Das Reibschweißen der auf 800 °C vorerwärmten γ -TAB-Reibschweißproben mit den auf Raumtemperatur befindlichen Ti6Al4V-Proben erfolgte mit einem Reibdruck von 290 MPa, einer Reibverkürzung von 7.00 mm, einem Stauchdruck von 350 MPa und einer Stauchzeit von 4.00 s. Im Vergleich zur 3. Versuchsphase sind für Stauchdruck P_{St} , Stauchzeit t_{St} , Reibdruck P_R und Reibverkürzung s_R wegen der Reduzierung der Temperatur von 1000 °C auf 800 °C höhere Werte festgelegt worden. Die Temperatur für die Nachwärmebehandlung betrug ebenfalls 800 °C. Die Prozessbedingungen sowie die Reibschweißparameter sind aus Tabelle 7.4 ersichtlich. Es sind weitere Verbindungen hergestellt worden, um daraus Rundzug- und Mikroflachzugproben zu entnehmen.

Tabelle 7.4: Parametersätze und Wärmebehandlung in der 4. Versuchsphase. Die Anreibzeit betrug 2s. Haltezeit bei T_{Vor} und T_{nach} jeweils 10 Minuten; Abkühlung an Luft oder im Ofen nach Abschaltung.

Probe	P_{St} [MPa]	t_{St} [s]	P_R [MPa]	s_R [mm]	t_{Pr} [s]	s_G [mm]	T_{vor} [°C]	T_{nach} [°C]
4. Versuchsphase: Wärmebehandlung bei 800 °C								
#19-TABTi64	350	4.00	290	7.00	7.9	9.03	800	800
#20-TABTi64	350	4.00	290	7.00	7.1	8.41	800	800
#21-TABTi64	350	4.00	290	7.00	7.3	8.62	800	800
#22-TABTi64	350	4.00	290	7.00	7.2	8.51	800	800

Im Außenbereich der Reibschweißprobe #20TABTi64 hat sich γ -TAB-seitig ein kurzer Reibgrat gebildet, ein Riss im lasttragenden Volumen im Außenbereich war nicht erkennbar. Die Anzahl der Mikrohohlräume konnte deutlich reduziert werden, in Richtung zum Innenbereich hin war die Grenzflächenstruktur nahezu frei von Bindefehlern (Bild 7.12). Die Ausbildung einer keilförmigen

Reibschweißnaht konnte durch die prozessbegleitenden Wärmebehandlungen allerdings nicht vermieden werden. Die in der 4. Versuchsphase erzielten Resultate zeigen, dass eine prozessbegleitende Wärmebehandlung notwendig ist, um das Niveau der Bindefehler in den artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen zu verringern. Vergleicht man die Ergebnisse der 4. Versuchsphase mit den Darlegungen von Appel et al. [50], dann kann daraus geschlossen werden, dass die Vorerwärmung einer γ -TiAl-Basislegierung oberhalb der spröde-duktilen Übergangstemperatur eine grundlegende Voraussetzung ist, wenn diese artfremd mit einer anderen metallischen Legierung gefügt werden soll.

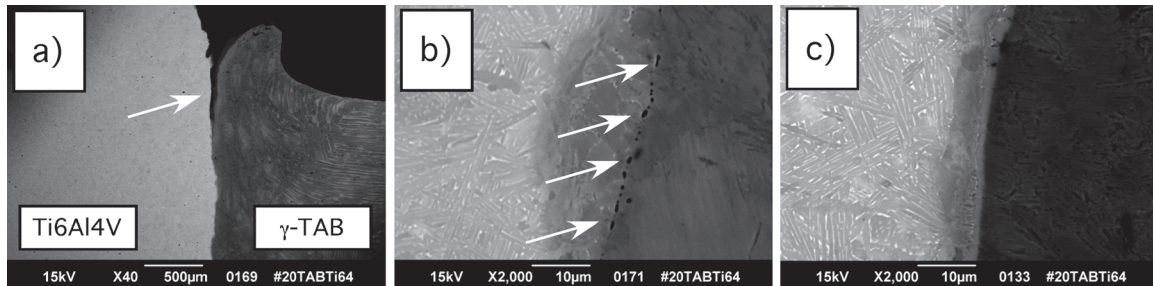


Bild 7.12: Reibschweißverbindung #20TABTi64. a) Reibgratbereich zwischen Ti64 und γ -TAB b) Mikrohohlräume im Reibgratbereich, c) nahezu defektfreie Grenzflächenstruktur.

7.3 Mechanische Eigenschaften

7.3.1 Mechanisches Verhalten unter Zugbeanspruchung

Aus den Reibschweißverbindungen #16TABTi64 (2. Versuchsphase) und 19TABTi64 (4. Versuchsphase) sind jeweils zwei Rundzugproben frei von in den Außenbereichen lokalisierten Rissen entnommen worden. Die Bindezone befand sich in der Mitte der Prüflänge. Anzumerken ist, dass die Reibschweißverbindung #15TABTi64 unter den gleichen Bedingungen hergestellt wurde wie die Reibschweißverbindung #16TABTi64. Sie wies eine Vielzahl von Mikrohohlräumen (s. Bild 7.10) auf. Deren Anzahl konnte in der 4. Versuchsphase reduziert werden, wie anhand der Reibschweißverbindung #20TABTi64 (s. Bild 7.12) nachgewiesen wurde, die mit #19TABTi64 hinsichtlich Reibschweißparameter und Wärmebehandlungen identisch ist.

Zu klären war die Frage, inwieweit sich unterschiedliche Prozessbedingungen und -parameter, lokale asymmetrische Aufhärtung, α_2 -Ti₃Al-Reaktionsschicht, Keilform der thermomechanisch beeinflussten Zone (TMBZ) und Mikrohohlräume auf das Verhalten der artfremden Reibschweißverbindungen unter Zugbeanspruchung bei Raumtemperatur und 700 °C auswirken. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven sind in Bild 7.13 dargestellt. In Tabelle 7.5 sind die Kennwerte zusammengefasst. Bei der Angabe der Bruchdehnung wurde angenommen, dass die Verformung hauptsächlich von der duktileren Ti64-Seite getragen werden würde und deshalb die Bruchdehnung mit der halben Gesamtmesslänge der Rundzugproben berechnet wurde (s. Kap. 5, Abschnitt 5.2.1, Gl. 5.3).

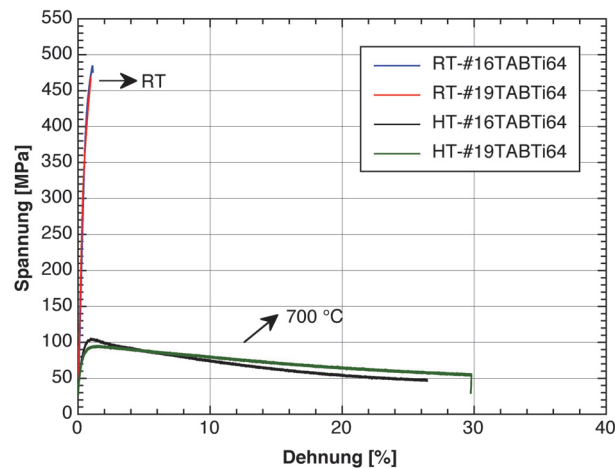


Bild 7.13: Spannungs-Dehnungs-Kurven der bei RT und 700 °C geprüften γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen #16TABTi64 und #19TABTi64.

Die Reibschweißverbindung #16TABTi64 lieferte im Zugversuch bei Raumtemperatur eine Dehngrenze von $R_{p0.2} = 450$ MPa, eine Zugfestigkeit von $R_m = 480$ MPa und eine Bruchdehnung von $A = 0.45$ %. Die Kennwerte der Reibschweißverbindung #19TABTi64 fielen etwas niedriger aus: $R_{p0.2} = 400$ MPa, $R_m = 470$ MPa und $A = 0.40$ %. Beide Reibschweißverbindungen zeigten Bruchversagen außerhalb der aus α_2 -Ti₃Al bestehenden Reaktionsschicht im grob-lamellarem Grundwerkstoffbereich der γ -TAB-Feingusslegierung. Die hier ermittelten Werte entsprachen in etwa denen, die an Rundzugproben aus artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen entnommen wurden, welche im Zugversuch ebenfalls im Grundwerkstoffbereich brachen (s. Kap. 6, Abschnitt 6.4.1, Tab. 6.5).

Tabelle 7.5: Kennwerte der aus den Reibschweißverbindungen #16TABTi64 und #19TABTi64 entnommenen Rundzugproben.

Probe	Temperatur [°C]	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
#16TABTi64	20	450	480	0.450
	700	95	110	-/-
#19TABTi64	20	400	470	0.400
	700	80	90	-/-

In den bei 700 °C durchgeführten Zugversuchen war bei beiden Verbindungen ein erheblicher Abfall der Dehngrenze auf 80 MPa, 95 MPa und der Zugfestigkeit auf 90 MPa, 110 MPa sowie eine erhebliche Zunahme der Verformung auf der Ti64-Seite festzustellen. Wie noch in Abschnitt 7.4.2 gezeigt wird, lag die starke Ti64-seitige Verformung in der Feinkörnigkeit im Zusammenhang mit Superplastizität begründet. Die Zugversuche wurden bei Verformungen im Bereich zwischen 26 und 30 % abgebrochen, weil mit Bruchversagen nicht mehr zu rechnen war. Unter gleichen Bedingungen führten Zugversuche an artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen zu Bruchversagen im Grundwerkstoffbereich mit deutlich geringeren Werten für die Bruchdehnung (s. Kap. 6, Abschnitt 6.4.1, Tab. 6.5). Die Kombination der γ -TAB-Feingusslegierung mit der duktileren Ti6Al4V-Legierung scheint hingegen zu einem schadenstoleranteren Verhalten unter Zugbeanspruchung bei höheren Temperaturen geführt zu haben. Die bei 700 °C durchgeführten Zugversuche zeigen auch, dass

Festigkeitsverluste verbunden mit hoher Verformung bei entsprechenden Prozesstemperaturen während des Reibschweißens von γ -TAB mit Ti6Al4V Ursache für die rasche einseitige Längenverkürzung auf der Ti64-Seite war.

Obwohl Mikrohohlräume lasttragende Querschnitte vermindern und die Keilform der TMBZ eine ungünstige Spannungsverteilung an der Stoßfläche hervorrufen kann, waren diese Fehlermerkmale in den artfremden Reibschweißverbindungen nicht bruchauslösend. Auch die Sprödigkeit der α_2 -Ti₃Al-Reaktionsschicht, die sich zwischen der γ -TAB-Feingusslegierung und Ti6Al4V gebildet hat, wirkte sich nicht nachteilig auf das mechanische Verhalten unter Zugbeanspruchung aus. Die Bindefestigkeit der artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen war damit bei beiden Temperaturen höher als die Festigkeit der jeweiligen Werkstoffe. Dabei spielten die unterschiedlichen Prozessbedingungen entsprechend der 2. und 4. Versuchsphase und die daraus resultierenden Bindequalitäten keine Rolle.

7.3.2 Lokale Festigkeitseigenschaften

Aus den Reibschweißverbindungen #21TABTi64 und #22TABTi64 (4. Versuchsphase) wurden Mikroflachzugproben zur Ermittlung des Gradienten der Zugfestigkeit R_m , Dehngrenze $R_{p0.2}$ und Bruchdehnung A entnommen. Die Auftragung dieser Kennwerte über der Position der j Mikroflachzugproben ist in den Bildern 7.14a bis 7.14c gezeigt. Die bei Raumtemperatur geprüften Mikroflachzugproben aus Ti6Al4V lieferten hinsichtlich Zugfestigkeit R_m , Dehngrenze $R_{p0.2}$ und Bruchdehnung A Werte, welche denen in Tabelle 2.3 (Abschnitt 2.5.1) entsprechen (Bilder 7.14a-7.14b). Bei den γ -TAB-Mikroflachzugproben hingegen war dies nicht der Fall. Die ermittelten Werte für Zugfestigkeit (200 bis 300 MPa) und Dehngrenze $R_{p0.2}$ (150 bis 200 MPa) im Bereich des Grundwerkstoffes waren deutlich geringer als die der Rundzugproben (Bilder 7.14a und 7.14b). In Kapitel 6, Abschnitt 6.4.2 wurde die durch elektroerosive Bearbeitung erzeugte Rauigkeit der γ -TAB-Probenoberflächen als Ursache angegeben, die Kerbwirkung hervorruft [5, 29]. Der Vergleich zwischen den mittels Elektroerosion entnommenen Ti64- und γ -TAB-Mikroflachzugproben zeigt, dass Ti6Al4V trotz höherer Festigkeit weniger kerbempfindlich ist als die γ -TAB-Feingusslegierung. Kerbbedingte Spannungskonzentrationen in Ti6Al4V konnten durch Verformung abgebaut werden, welche nicht allein von der kubisch-raumzentrierten β -Phase getragen wurde. In der hexagonalen α -Phase der Ti6Al4V-Legierung beruht die Verformung auf Basal-, Prismen- und Pyramidalgleitung infolge des Achsenverhältnisses $c/a = 1.587$ [67]. Die γ -TAB-Mikroflachzugproben hingegen zeigten bei Raumtemperatur wegen der stark eingeschränkten Verformungsmöglichkeiten ein Sprödbuchverhalten mit entsprechend niedrigen Bruchdehnungswerten.

Die örtliche Verteilung der Zugfestigkeit bei Raumtemperatur (Bild 7.14a) entspricht qualitativ dem in Bild 7.4b dargestellten axialen Mikrohärteverlauf. Insbesondere stoßflächennahe γ -TAB-Mikroflachzugproben höherer Zugfestigkeit R_m lieferten keine Werte für die Dehngrenze $R_{p0.2}$ (Bild 7.14b). Hier wurde Bruchversagen bereits im elastischen Bereich festgestellt. Ein wesentlicher Grund ist darin zu sehen, dass sich mit steigender Festigkeit und zugleich abnehmender Duktilität die Kerbempfindlichkeit stärker bemerkbar gemacht hat. Die örtliche Verteilung der Bruchdehnungswerte

Auf der γ -TAB-Seite bewegte sich in einem Bereich bis 0,5 % und entsprach denen der Rundzugproben. Auf der Ti64-Seite wurden Bruchdehnungswerte zwischen 11 % und 16 % gemessen (Bild 7.14c). Lokaler Anstieg von Festigkeit bzw. Mikrohärtie führte zu einem Abschirmungseffekt, bei welchem die Größe der Fehler in den Reibschweißnähten bruchmechanisch unkritisch war und wodurch die Reibschweißnaht der γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen unter Zugbeanspruchung gegen mechanische Schädigung geschützt war (s. auch Kap. 6, Abschnitt 6.4.2, Gl. 6.7). Das mechanische Verhalten wurde primär durch die Eigenschaften der γ -TAB-Feingusslegierung im Grundwerkstoffbereich bestimmt. Dies zeigten vor allem die Zugversuche an den γ -TAB/Ti64-Rundzugproben, die bei Raumtemperatur im Grundwerkstoffbereich der γ -TAB-Feingusslegierung brachen und nicht in der Bindezone. Das gleiche Bruchverhalten wurde auch an Rundzugproben aus den artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen beobachtet (s. Kap. 6, Abschnitt 6.4.1). Der Abschirmungseffekt beruht darauf, dass die Zugfestigkeit der γ -TAB-seitigen thermomechanisch beeinflussten Zone höher war als die Bruchfestigkeit des γ -TAB- bzw. Ti64-seitigen Grundwerkstoffes. Sie war auch höher als die Bruchfestigkeit des Grenzflächenbereiches, in dem Bindefehler in Form von Mikrohohlräumen festgestellt worden sind. Vom schweißtechnischen Standpunkt aus betrachtet ist dies ein gutes Ergebnis, da die Bindezone in den artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen hinsichtlich der Zugbeanspruchung unkritisch ist.

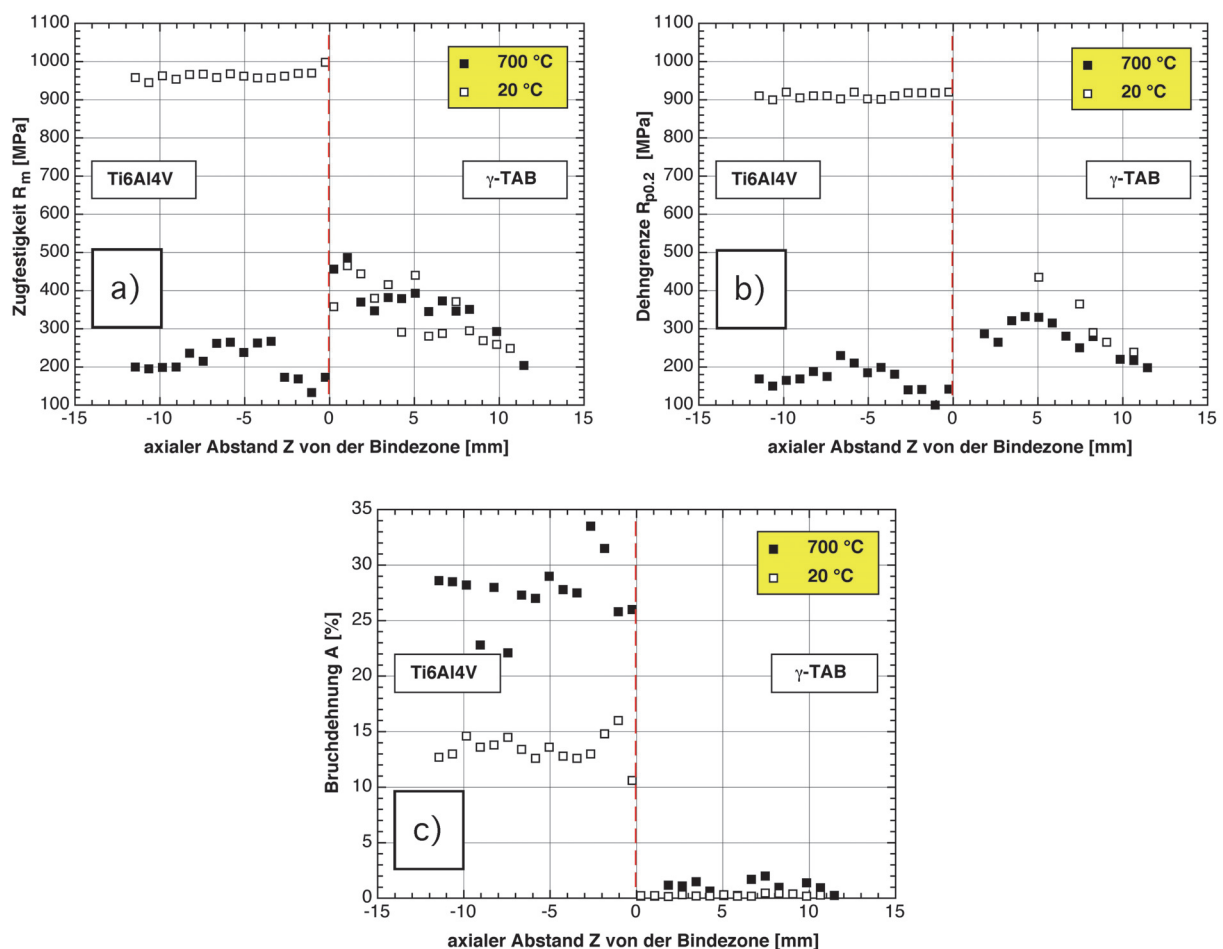


Bild 7.14: a) örtliche Verteilung der Zugfestigkeit, b) der Dehngrenze und c) der Bruchdehnung.

Bei 700 °C war bei den Mikroflachzugproben ein anderes Verhalten festzustellen. Während die γ -TAB-Feingusslegierung bei dieser Temperatur nur eine geringfügige Abnahme der Zugfestigkeit und Dehngrenze erfahren hat, zeigte die Ti6Al4V-Legierung einen erheblichen Verlust mit deutlich geringeren Werten (Bilder 7.14a und 7.14b). Zugleich haben sich die Bruchdehnungswerte der Ti64-seitigen Mikroflachzugproben bei 700 °C nahezu verdoppelt (Bild 7.14c). γ -TAB-seitig war eine geringfügige Zunahme der Bruchdehnungswerte bei 700 °C festzustellen (Bild 7.14c). Festigkeitsabfall verbunden mit hoher Verformung auf der Ti64-Seite der artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen wirkten der Tendenz zu Bruchversagen auf der γ -TAB-Seite im Grundwerkstoffbereich entgegen.

Die Herstellung einer Hybridverbindung aus Ti6Al4V und der γ -TAB-Feingusslegierung hat den Vorteil, dass die Schadenstoleranz der γ -TAB-Feingusslegierung verbessert werden kann und zudem die Materialkosten gesenkt würden. In [3] wurde darauf hingewiesen, dass der Preis für ein γ -TiAl-Vormaterial (Ingot) über dem von hochfesten Titanlegierungen liegt. Titanlegierungen wie Ti6Al4V oder Ti6242 werden als Werkstoffe zur Herstellung von Motorventilen verwendet und sind bis max. 600 °C belastbar [112]. Die thermische Beanspruchung dieser Werkstoffe ließe sich durch Kombination mit γ -TiAl-Basislegierungen, welche bis oberhalb von 850 °C beansprucht werden können [112], verringern.

7.4 Gefügeentwicklung

7.4.1 Bindemechanismus beim artfremden Reibschweißen

An den Stoßflächen zwischen Ti64 und γ -TAB der artfremden Reibschweißverbindungen hat sich eine Phase bzw. Reaktionsschicht gebildet, deren Kristallorientierungs- und Materialkontrast sich von dem der jeweiligen Legierungen deutlich unterscheidet (Bild 7.15a). Hier bestehen Ähnlichkeiten mit den Darstellungen von Reaktionsschichten in Diffusionsschweißverbindungen aus γ -TiAl und Ti6Al4V in [12, 36, 37]. Die in Bild 7.15a mit M1-M4 gekennzeichneten Mikrobereiche wurden einer standardlosen EDX-Analyse unterzogen und die jeweiligen Elementgehalte mit der ZAF-Korrekturmethode bestimmt. In Bild 7.15b ist ein EDX-Spektrum wiedergegeben, welches im Mikrobereich M3 aufgezeichnet wurde.

Der Al-Gehalt im lamellaren Ti64-seitigen Mikrobereich M1 ist gemäß dem Ti-Al-Zustandsdiagramm (Bild 6.11) der α -Ti-Phase zuzuordnen, durch den Zusatz mit Vanadium wird die β -Phase bei Raumtemperatur stabilisiert [67]. Die ermittelte chemische Zusammensetzung in diesem Gefügebereich liegt damit im (α + β)-Phasengebiet. Dieser Gefügebereich geht über in eine Struktur, dessen Al-Gehalt von 27.8 At.-% bis 35.7 At.-% sich im Homogenitätsbereich der α_2 -Ti₃Al-Phase bewegt und von dem durch den Mikrobereich M2 zum Mikrobereich M3 erfassten Bereich hin zunimmt. Die chemische Zusammensetzung des sich daran anschließenden feinkörnigen γ -TAB-seitigen Gefüges mit dem Mikrobereich M4 befindet sich im (α_2 + γ)-Phasengebiet, wobei der mittlere

Al-Gehalt den Mittelwert von $C_{Al} \approx 45$ At.-% (s. Kap. 6, Abschnitt 6.3.3, Bild 6.11) der γ -TAB-Feingusslegierung nicht erreicht. Die Ergebnisse der standardlos ZAF-korrigierten EDX-Analyse sind in Tabelle 7.6 zusammengefasst.

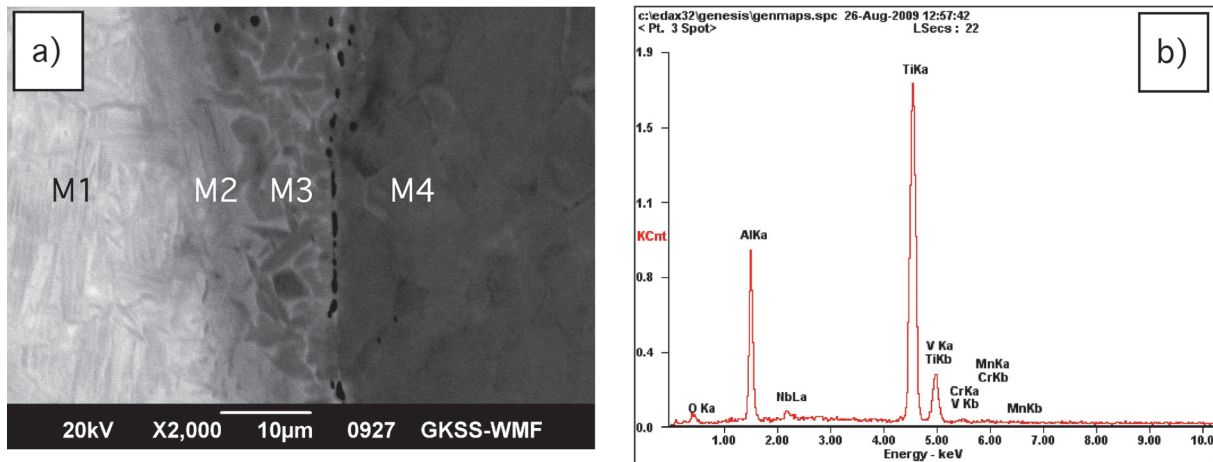


Bild 7.15: a) Grenzfläche der Verbindung #10TABTi64 im Außenbereich; b) EDX-Spektrum aus dem Mikrobereich M3.

Die hier vorliegenden EDX-Daten zeigen, dass während des gesamten Reibschweißprozesses zwischen der γ -TAB-Feingusslegierung und der Titanlegierung Ti6Al4V die α_2 -Ti₃Al-Phase als Folge eines Diffusionsprozesses entstanden ist, die sich in einem anderen Materialkontrast darstellt als Ti64 oder γ -TAB. Auffällig ist, dass die Dicke der Reaktionsschicht aus α_2 -Ti₃Al von außen nach innen abnimmt. Des Weiteren ist die α_2 -Reaktionsschicht im Außenbereich durch Grobkörnigkeit gekennzeichnet, im Inneren hingegen erscheint die Schicht strukturlos; wahrscheinlich ist sie dort extrem feinkörnig (s. Bild 7.6). Abnehmende Schichtdicke von außen nach innen sowie unterschiedliche Schichtmorphologie sind ebenfalls darauf zurückzuführen, dass im Außenbereich die Temperatur höher war als im Innenbereich.

Tabelle 7.6: Lokale chemische Zusammensetzung der Mikrobereiche M1 bis M4 gemäß Bild 7.15a (Angaben in At.-%). Die Auswertung erfolgte nach der ZAF-Korrekturmethode und Zuordnung der Phasen nach dem Phasendiagramm in Bild 6.11.

Bereich	Al	Nb	Ti	V	Cr	Mn
($\alpha+\beta$)						
M1	9.97	-/-	87.42	2.61	-/-	-/-
(α_2)						
M2	27.79	1.26	69.41	0.34	0.87	0.30
M3	35.71	1.40	61.30	0.16	0.95	0.48
($\alpha_2+\gamma$)						
M4	41.49	1.83	55.35	-/-	0.87	0.46

Die EDX-Linienprofile in Bild 7.16 geben indirekt den örtlichen Konzentrationsverlauf der Elemente Ti, Al, V, Nb, Cr, Mn und Si entlang der Messlinien im Außenbereich (Bild 7.16a) und Innenbereich (Bild 7.16b) anhand ihrer charakteristischen Röntgenstrahlungsintensität wieder und zeigen, dass ein

Transport von Al- und Nb-Atomen von der γ -TAB-Seite zur Ti64-Seite stattfand. Die Migration von Ti- und V-Atomen erfolgte in entgegengesetzte Richtung von der Ti64-Seite zur γ -TAB-Seite. Im Außenbereich wies die grobkörnige α_2 -Ti₃Al- Reaktionsschicht eine Sättigung an Ti und Al auf. Die Dicke der durch die Messlinie erfassten α_2 -Ti₃Al- Reaktionsschicht betrug im Außenbereich in etwa 19.5 μm (Bild 7.16a), was nach dem parabolischen Wachstumsgesetz gemäß Gleichung 4.10 (s. Kap. 4, Abschnitt 4.4) einem Diffusionskoeffizienten von $D = 4.133 \cdot 10^{-11} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ entspricht, wobei für die Zeit t die Prozessdauer von 4.6 s angesetzt wurde. Im Innenbereich war die Reaktionsschichtdicke der α_2 -Phase mit ca. 9.5 μm deutlich geringer als im Außenbereich. Eine Grobkornbildung und eine Sättigung an Ti und Al war in diesem Bereich nicht festzustellen (Bild 7.16b). Die Abschätzung des Diffusionskoeffizienten nach Gleichung 4.10 führte auf $D = 9.810 \cdot 10^{-12} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$.

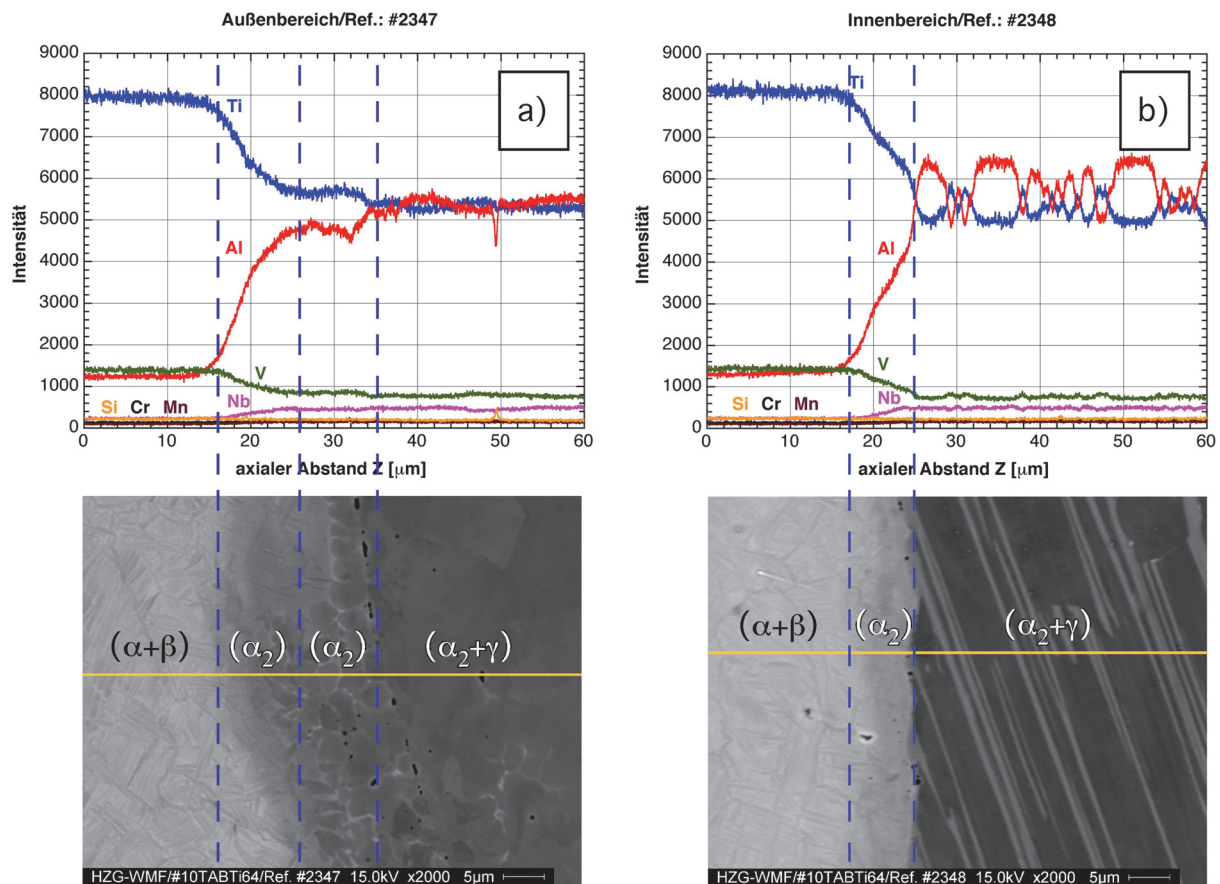


Bild 7.16: Konzentrationsverlauf zwischen Ti64- und γ -TAB-seitigen Gefüge a) im Außenbereich und b) im Innenbereich nahe am Rotationszentrum. Anzumerken ist hier, dass im TiAl-Bereich die K_{α} -V-Strahlung vorhanden ist, was darauf zurückzuführen ist, dass sich die K_{α} -V- und K_{β} -Ti-Linien überlagern, weil die jeweiligen Anregungsenergien sehr dicht beieinander liegen. Wie die quantitativen EDX-Analysen gezeigt haben, ist im γ -TAB-seitigen Bereich praktisch kein Vanadium mehr vorhanden.

Der Frequenzfaktor D_0 für Al ist in den Phasen γ -TiAl, α_2 -Ti₃Al und α -Ti(Al) höher als für Ti; in der β -Ti(Al)-Phase ist $D_{0-\text{Al}} < D_{0-\text{Ti}}$ [39] (s. Tabelle 2.1). Demnach müssen mehr Al- als Ti-Atome über die Stoßfläche diffundiert sein, was mit einer Verschiebung der ursprünglichen Schweißebene relativ zu den äußeren Probenabmessungen entgegen des Al-Diffusionsstroms einhergeht. Dieser Vorgang wird

als Kirkendall-Effekt bezeichnet [113]. Die hier ermittelten Diffusionskoeffizienten $D_{\text{außen}} = 4.133 \cdot 10^{-11} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ und $D_{\text{innen}} = 9.810 \cdot 10^{-12} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ sind deutlich höher als die in den Diffusionsschweißverbindungen aus Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B und Ti6Al4V, bei denen Werte von $2.04 \cdot 10^{-16} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ bis $2.69 \cdot 10^{-15} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ ermittelt wurden (s. Tabelle 4.3, Kap. 4, Abschnitt 4.4). Die Temperaturberechnungen mit $D_{\text{außen}}$, D_{innen} , $D_0 = 2.375 \cdot 10^{-3} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ und $Q = 267 \text{ kJ/mol}$ führen zwar auf $T_{\text{außen}} > T_{\text{innen}}$, jedoch liegen die Werte weit oberhalb von $T_{(\alpha+\gamma)}$, was aber die Gefügedarstellungen nicht hergeben. Druck-, Scher- und Torsionsbeanspruchung haben zu Verformungen geführt, welche die Interdiffusion erheblich beschleunigt haben müssen, was auch die Bildung der α_2 -Ti₃Al-Reaktionsschicht der Dicke 19.5 μm im Außen- und 9.5 μm im Innenbereich innerhalb der sehr kurzen Zeit von ca. 4.6 s im Fall der Reibschweißverbindung #10TABTi64 erklärt. Demnach muss der Wert für den Frequenzfaktor D_0 höher und die Aktivierungsenergie Q geringer gewesen sein. Die Diffusionskoeffizienten $D_{\text{außen}}$ und D_{innen} nähmen noch höhere Werte an, wenn anstelle der Prozessdauer nur die Stauchzeit von 1.80 s zugrunde gelegt werden würde.

Kirkendall-Poren infolge Leerstellenkondensation können nach langer Diffusionszeit entstehen, an entsprechenden artfremd geschweißten Proben würden äußerlich nahe ihrer Konzentrationsstufe Einschnürungen und Verdickungen (Wülste) sichtbar werden [113]. Die zwischen γ -TAB-seitigem Gefüge und α_2 -Ti₃Al-Schicht lokalisierten Mikrohohlräume stellen aber keine Kirkendall-Poren dar, weil für deren Bildung hinreichend lange Diffusionszeiten erforderlich gewesen wären. Mit der Prozessdauer von maximal 5.0 s für die in der 1. versuchsphase hergestellten Reibschweißverbindungen waren die Bedingungen für die Bildung von Kirkendall-Poren in keiner Weise gegeben; zudem sind an den hier untersuchten Reibschweißproben auch keine Wülste festgestellt worden. Da auch Rauheit als Einflussfaktor auszuschließen ist, kann angenommen werden, dass zur Bildung der Mikrohohlräume ebenfalls thermische Eigenspannungen beigetragen haben können. Damit ist auch vorstellbar, dass die Rissbildung in den Außenbereichen auf Koaleszenz von Mikrohohlräumen zurückzuführen ist.

Die Voraussetzungen für Interdiffusion wie Konzentrationsgefälle bedingt durch die Artfremdheit der jeweiligen Legierungen sowie ausreichend hohe Temperaturen waren im Reibschweißprozess offenbar gegeben, was durch die vorliegenden Ergebnisse anhand der Konzentrationsprofile in den Bildern 7.16a und 7.16b substantiell untermauert wird. Vor dem Reibschweißen war die Stoßfläche zwischen der Ti6Al4V-Legierung und der γ -TAB-Feingusslegierung zunächst durch eine Konzentrationsstufe gekennzeichnet, welche während des Reibschweißprozesses, bei dem Prozesstemperaturen T in einem Bereich $T_\beta \leq T \leq T_{(\alpha+\gamma)}$ erzielt wurden, infolge Interdiffusion in die in den Bildern 7.16a und 7.16b dargestellten Konzentrationsprofile übergegangen ist. Im Gegensatz zu den artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen, in denen Rekristallisation als primärer Bindemechanismus identifiziert worden ist, war im vorliegenden Fall des artfremden Reibschweißens der γ -TAB-Feingusslegierung mit der Titanlegierung Ti6Al4V die diffusionskontrollierte Bildung der α_2 -Ti₃Al-Schicht zwischen diesen beiden Werkstoffen der eigentliche Bindevorgang.

Die Isothermenlinien von $C_{Al} \approx 10$ At.-% bis $C_{Al} \approx 45$ At.-% im Temperaturbereich $T_\beta \leq T \leq T_{(\alpha+\gamma)}$ des binären Ti-Al-Systems (Bild 7.17) umfassen alle Phasen, welche in den REM-Darstellungen (Bilder 7.16a und 7.16b) entsprechend wiedergegeben sind.

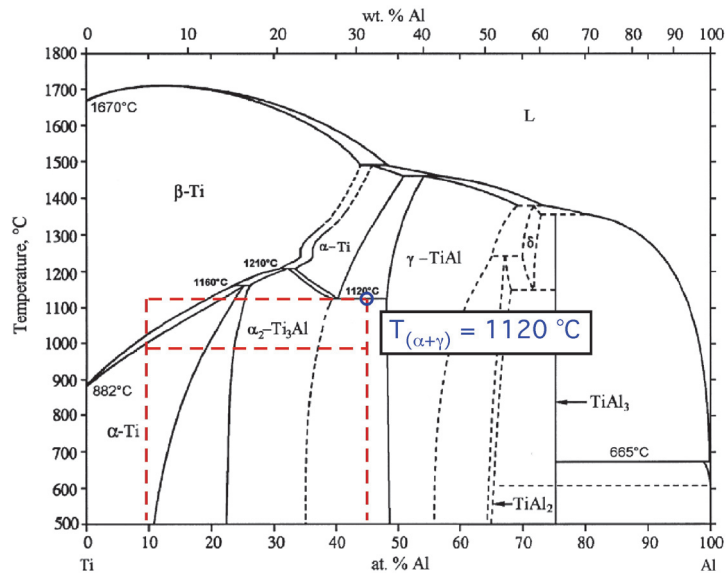


Bild 7.17: Zustandsdiagramm des binären Ti-Al-Systems (aus [39]) mit den eingezeichneten Isothermen in einem Bereich $T_\beta \leq T \leq T_{(\alpha+\gamma)}$. Erfasst werden Al-Gehalte von ca. 10 At.-% bis 45 At.-% (s. Tabelle 7.6).

Hinsichtlich der Mikrohohlräume zeigt die Reibschweißverbindung #10TABTi64 (s. Bild 7.16) ein ähnliches Erscheinungsbild wie die Reibschweißverbindung #01TABTi64 (s. Bild 7.5), nämlich Abnahme der Zahl der Mikrohohlräume von außen nach innen. Aus der Tatsache, dass beide Verbindungen mit unterschiedlichen Reibschweißparametern hergestellt worden sind, kann geschlossen werden, dass ein Einfluss auf die Mikrohohlraumbildung durch Änderung des Reib- und Stauchdrucks nicht gegeben war. Allerdings zeigt die Reaktionsschicht im Außenbereich der Reibschweißverbindung #01TABTi64 keine grobkörnige Struktur, was im geringeren Reibdruck im Vergleich zur Verbindung #10TABTi64 begründet liegt (s. Tabelle 7.1).

7.4.2 Phasenverteilung und Mikrotextur

Kennzeichnend für den Ti6Al4V-Grundwerkstoff ist eine globulare Gefügestruktur (s. Bilder 2.5 und 7.18a). Im Ti64-seitigen Grundwerkstoffbereich der Reibschweißverbindung #10TABTi64 wurde mittels EBSD ein mittlerer Durchmesser von etwa 7.6 μm ermittelt. Die Bestimmung der Phasenzusammensetzung ergab einen α -Gehalt von 92.9 % und einen β -Gehalt von 7.1 % entsprechend. Ein solches Ausgangsgefüge resultiert aus einer Lösungsglühbehandlung im $(\alpha+\beta)$ -Phasengebiet von lamellarem Ti6Al4V im verformten Zustand [67]. Im ausgewählten Mikrobereich liegt überwiegend eine Basaltextur mit der Orientierung $g_\alpha = (0001)[1\ 1-2\ 0]$ vor, d.h. die $\langle 0001 \rangle_\alpha$ -Kristallrichtung steht nahezu senkrecht auf der Rotationsachse der Ti64-Reibschweißprobe. Das Kristallorientierungsbild zeigt, dass im Ti6Al4V-Grundwerkstoff auch Körner mit den Kristallrichtungen

$\langle 10\text{-}10 \rangle_{\alpha} // \text{ND}$ und $\langle 11\text{-}21 \rangle_{\alpha} // \text{ND}$ vorhanden sind, so dass im hier betrachteten Mikrobereich neben der dominierenden Basaltextur auch prismatische Texturkomponenten vorliegen (Bild 7.18b).

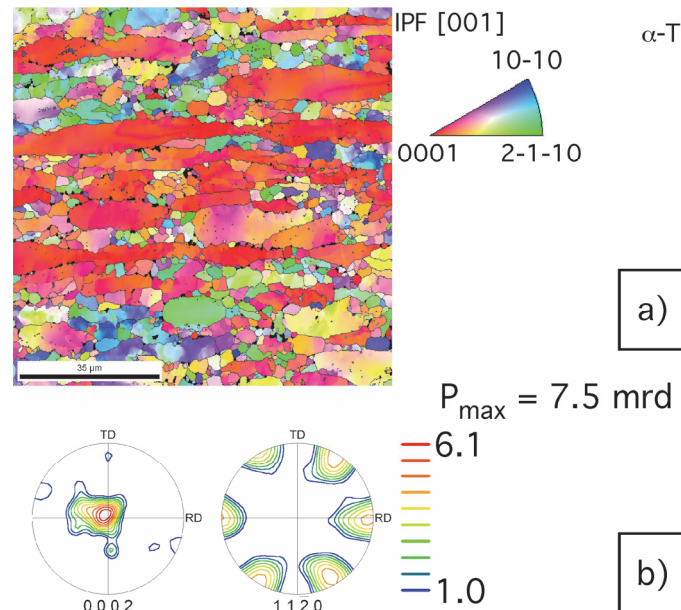


Bild 7.18: a) Kristallorientierungsbild des Grundwerkstoffgefüges der Ti6Al4V-Legierung in der Reibschweißverbindung #10TABTi64; der Korndurchmesser beträgt $7.6 \mu\text{m}$, der β -Gehalt 7.1 % ($P_{\text{max}} = 7.5 \text{ mrd}$), b) $(0002)_{\alpha}$ - und $(1\ 1\ -2\ 0)_{\alpha}$ -Polfiguren.

Die ausgeprägte Reibgratbildung auf der Ti64-Seite der Reibschweißverbindung #10TABTi64 sowie die Ti64-seitige lokale plastische Verformung während des gesamten Reibschweißprozesses ist darauf zurückzuführen, dass mit der geringen Korngröße von $7.6 \mu\text{m}$ sowie den Schweißtemperaturen von $T > T_{\beta} = 995 \text{ }^{\circ}\text{C}$ und den mechanischen Beanspruchungen während des Reibschweißens entsprechende Bedingungen für superplastische Verformung vorgelegen haben [67, 69]. Nach Schober und Neumann [17] ist der quasi-stationäre Bereich im Temperaturzyklus infolge des Selbstregelungseffektes erst dann zu erwarten, wenn ein Reibschweißprozess die Glättungsphase durchlaufen hat und dann in die Reibphase übergeht. Der durch den Selbstregelungseffekt unterstützte Temperatenausgleich über die gesamten Stoßflächen ist ein zeitabhängiger Vorgang. Infolge der superplastischen Verformung auf der Ti64-Seite wurde die vorgegebene Reibverkürzung innerhalb einer sehr kurzen Zeit erreicht, wodurch die Zeit für einen vollständigen Temperatenausgleich über den gesamten Querschnitt nicht ausreichend war und infolgedessen axialsymmetrische keilförmige Reibschweißnähte entstanden sind (s. auch Bild 7.3b). Die Neigung zu superplastischer Verformung war auch in Zugversuchen bei der einsatzrelevanten Temperatur von $700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ zu beobachten.

Die Ti64-seitige thermomechanisch beeinflusste Zone (TMBZ) ist durch ein lamellares Gefüge gekennzeichnet (Bild 7.19a). Die Umwandlung des globularen Grundwerkstoffgefüges durch dessen lokale Erwärmung auf Temperaturen $T > T_{\beta}$ ($T_{\beta} = 995 \text{ }^{\circ}\text{C}$) und nachfolgende Abkühlung auf dem Reaktionspfad $\beta \rightarrow (\alpha + \beta)$ in ein lamellares Gefüge war nur mit einer geringen Aufhärtung von ca. 312 HV0.5 bis 335 HV0.5 im Grundwerkstoffbereich auf maximal 391 HV0.5 in der thermomechanisch

beeinflussten Zone verbunden. In [67] wurde dargelegt, dass aus β -Glühbehandlungen von globularem Ti6Al4V nur geringfügige Aufhärtungen resultieren. Mit der Gefügeumwandlung in der TMBZ im Außenbereich ging eine Zunahme des β -Gehaltes von 7.1 auf 10.7 % ohne eine nennenswerte Korngrößenänderung in der TMBZ gegenüber dem Grundwerkstoff einher, der mittlere Korndurchmesser betrug dort 6.2 μm .

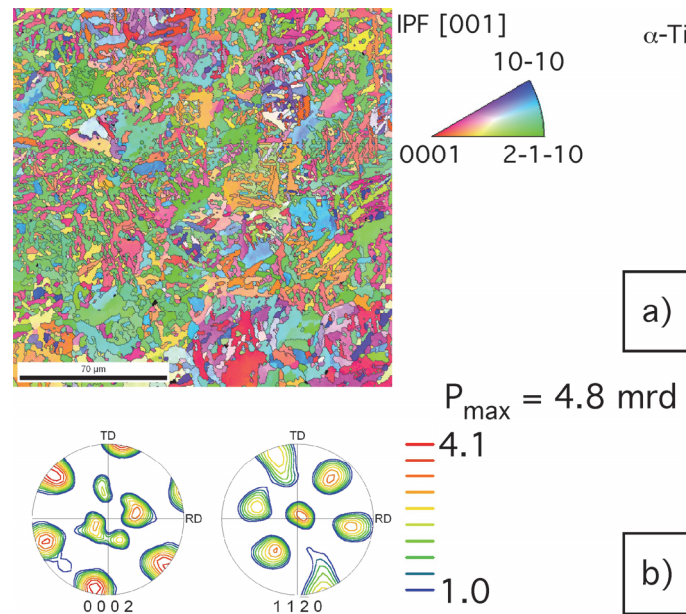


Bild 7.19: a) Kristallorientierungsbild der TMBZ im Außenbereich auf der Ti64-Seite der Reibschweißverbindung #10TABTi64; der Korndurchmesser beträgt 6.2 μm , der β -Gehalt 10.7 % ($P_{\text{max}} = 4.8 \text{ mrd}$), b) (0002) α - und (1 1 -2 0) α -Polfiguren.

Die lokale Ti64-seitige Verformung fand während des Reibschweißprozesses überwiegend im β -Phasengebiet statt. Aus der Burgers-Beziehung $\{0001\}_{\alpha} // \{110\}_{\beta}$ bzw. $\langle 1 \ 1 \ -2 \ 0 \rangle_{\alpha} // \langle 111 \rangle_{\beta}$ [67] ergibt sich, dass bei der raschen Erwärmung aus dem ($\alpha + \beta$)- in das β -Phasengebiet die Basalebenen der hexagonalen α -Phase in die dichtest gepackten Gleitebenen der kubisch-raumzentrierten β -Phase übergegangen sind. Infolge der Verformung im Gleitsystem $\langle 111 \rangle \{110\}_{\beta}$ bei $T > T_{\beta}$ während des Reibschweißprozesses hat sich die Orientierung $g_{\alpha} = (0001)[1 \ 1 \ -2 \ 0]$ des Grundwerkstoffs nach erfolgter Verformung und bei Einsetzen der Abkühlung am Ende des Fügeprozesses in die Mikrotexturkomponenten $g_{\alpha} = (1 \ 1 \ -2 \ 0)[-1 \ 1 \ 0 \ 6]$ ($\alpha = 90^{\circ}$, $\beta = 10^{\circ}$), $g_{\alpha} = (1 \ 1 \ -2 \ 0)[-3 \ 3 \ 0 \ 1]$ ($\alpha = 90^{\circ}$, $\beta = 73^{\circ}$) und $g_{\alpha} = (1 \ 1 \ -2 \ 0)[-4 \ 4 \ 0 \ -3]$ ($\alpha = 90^{\circ}$, $\beta = 125^{\circ}$) aufgespalten (Bild 7.19b). Durch Gleitung im System $\langle 111 \rangle \{110\}_{\beta}$ bei $T > T_{\beta}$ haben sich die Körner um ca. $\Delta\alpha \approx 90^{\circ}$ gedreht, so dass daraus in der TMBZ die Kristallrichtung $\langle 1 \ 1 \ -2 \ 0 \rangle_{\alpha} // \text{ND}$ resultierte.

Für die rasche einseitige Längenverkürzung war neben der Neigung zu Superplastizität infolge Feinkörnigkeit die Betätigung des Gleitsystems $\langle 111 \rangle \{110\}_{\beta}$ ursächlich. Die kubisch-raumzentrierte β -Phase verfügt über 12 Gleitsysteme dieses Typs und erfüllt damit das von-Mises-Kriterium, wonach für eine homogene plastische Verformung mindestens fünf voneinander unabhängige Gleitsysteme erforderlich sind, was die rasche einseitige Längenverkürzung während des Reibschweißprozesses zusätzlich verstärkt hat.

Im Vergleich zum Außenbereich wies die innenseitige TMBZ mit 4.6 % einen geringeren β -Gehalt auf, der Korndurchmesser betrug $4.4\ \mu\text{m}$ (Bild 7.20a). Orhan et al. [110] berichteten, dass mit zunehmender Temperatur oberhalb der Transustemperatur T_β der Gehalt an β -Phase steigt. Dass der β -Gehalt im Außenbereich der Ti64-seitigen TMBZ höher war als im Innenbereich, ist ein weiterer Hinweis darauf, dass die Temperaturen zwischen den jeweiligen Bereichen entsprechend unterschiedlich waren, d.h. die Temperatur im Stoßflächenbereich in radialer Richtung nicht konstant gewesen war, was die Schlussfolgerung zur Temperaturabschätzung im Zusammenhang mit dem Bindemechanismus stützt (s. Abschnitt 7.4.1). Die Polfiguren in Bild 7.20b sind mit denen in Bild 7.19b nahezu identisch. Die Temperaturunterschiede zeigten offenbar keine Auswirkungen auf die lokalen Orientierungen.

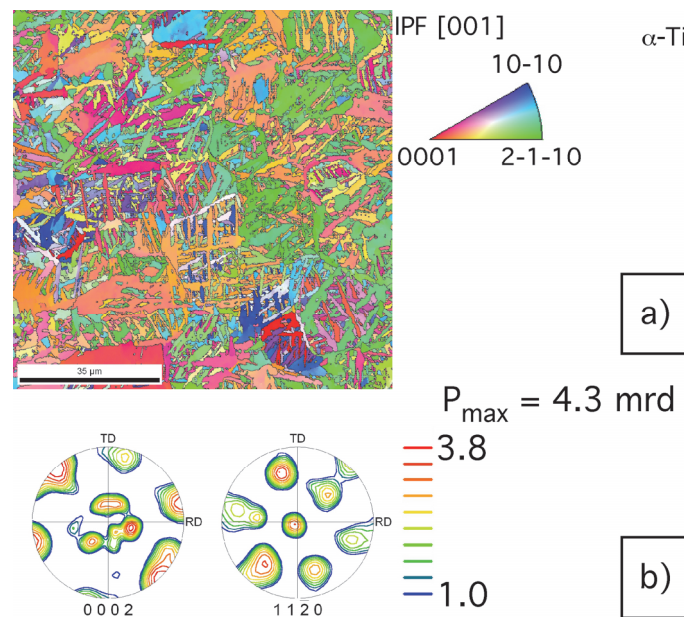


Bild 7.20: a) Kristallorientierungsbild der TMBZ im Innenbereich auf der Ti64-Seite der Reibschweißverbindung #10TABTi64; der Korndurchmesser beträgt $4.4\ \mu\text{m}$, der β -Gehalt 4.6 % ($P_{\text{max}} = 4.3\ \text{mrd}$), b) (0002) α - und (1 1 -2 0) α -Polfiguren.

Zwischen der thermomechanisch beeinflussten Zone (Bild 7.21a) und dem Grundwerkstoff (Bild 7.21c) liegt ein bimodales Gefüge vor (Bild 7.21b). Kennzeichnend für diese Mikrostruktur sind globulare α -Körner, welche in einer lamellaren Matrix eingeschlossen sind. In diesem Bereich der Reibschweißverbindung #02TABTi64 muss die Temperatur dicht unterhalb der β -Transustemperatur gelegen haben. Ein bimodales Gefüge geht nach [67] aus Lösungsglügen des verformten lamellaren oder globularen Ausgangsgefüges im ($\alpha+\beta$)-Phasengebiet dicht unterhalb der β -Transustemperatur hervor. Der Abstand zwischen den Bildern 7.21a und 7.21b beträgt in etwa 1.5 mm, was auf ein steiles Temperaturgefälle hinweist. In einem Abstand von ca. 1.9 mm von der TMBZ wird bereits das globulare Gefüge sichtbar.

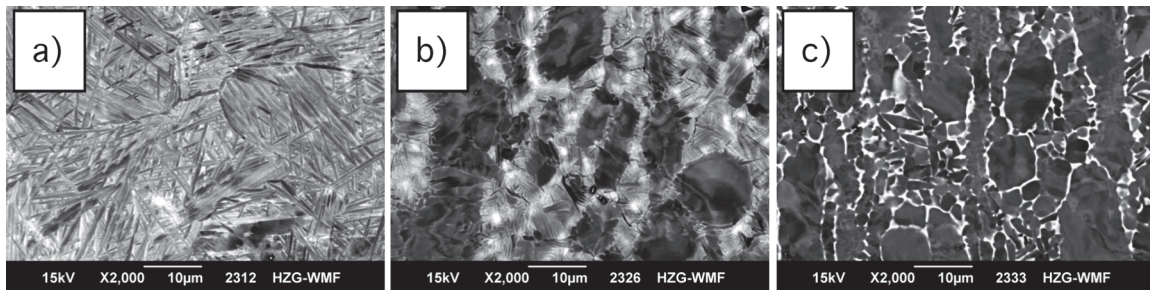


Bild 7.21: Ti64-Seite der Reibschweißverbindung #02TABTi64; a) lamellares TMBZ-Gefüge bei $y = -0.142$ mm; b) bimodales Gefüge bei $y = -1.399$ mm, c) globulares Gefüge bei $y = -1.741$ mm.

Dem radialen Mikrohärteprofil in Bild 7.4a war zu entnehmen, dass in der γ -TAB-seitigen TMBZ die Mikrohärte zunächst annähernd konstant verlief und dann beim Übergang zum Innenbereich hin auf minimale Werte abfiel. Die EBSD-Messungen zur Bestimmung von Mikrotextur, Phasenanteile und Strukturabmessungen erfolgten stoßflächennah an verschiedenen Positionen in radialer Richtung, welche einen Bereich der Breite von ca. 8 mm umfasste, wobei das γ -TAB-seitige Rotationszentrum als Referenzposition ($r = TD = 0$ mm) zugrunde gelegt wurde. Ergänzend sind EBSD-Messungen an verschiedenen Positionen auch in axialer Richtung ($Z = RD$) im Außenbereich durchgeführt worden. Dabei war auch der durch Gleichung 6.6 beschriebene Zusammenhang zwischen Mikrohärte und Strukturabmessungen bzw. α_2 -Gehalt zu verifizieren.

Das grob-lamellare Gefüge auf der γ -TAB-Seite am Rotationszentrum ist in Bild 7.22a dargestellt. Es zeigt, dass die einzelnen Lamellen innerhalb einer Kolonie verschiedene Orientierungen aufweisen. Die Strukturabmessungen, in die hauptsächlich Lamellenbreite und Lamellenlänge eingingen, ergaben einen Wert von $26.8 \mu\text{m}$, der α_2 -Gehalt in diesem Gefügebereich der Reibschweißverbindung lag bei 19.1 %. Der Mikrobereich enthielt die Mikrotexturkomponente mit der Orientierung $g_{\alpha_2} = (1 \ 1 \ -2 \ 0)[-1 \ 1 \ 0 \ 0]$, die jedoch um ND mit einem Winkel von $\beta \approx 20^\circ$ und um RD mit einem Winkel von $\gamma \approx -20^\circ$ gekippt ist, was die in Bild 7.22b gezeigten Polfiguren ergibt und auf $g_{\alpha_2} = (1 \ 1 \ -2 \ 0)[-5 \ 5 \ 0 \ 4]$ führt.

Bei der Position $r = TD = 6.2$ mm sind stark gebogene Lamellen und zahlreiche kleinere Körner sowie Verformungszwillinge zu erkennen (Bild 7.23a). Das Auftreten von kleineren globularen Körnern weist auf eine Teilrekristallisation hin. Im Vergleich zur Referenzposition bei $r = TD = 0.0$ mm (s. Bild 7.22a) war das Gefüge mit Strukturabmessungen von $10.2 \mu\text{m}$ nicht nur feinkörniger, sondern es wies auch einen höheren α_2 -Gehalt von 46.1 % auf. Die Zunahme des α_2 -Gehaltes auf der γ -TAB-Seite nahe der Stoßfläche ist Folge von Diffusion während des Reibschweißprozesses, welche lokal zu Ti-Anreicherung bzw. Al-Verarmung geführt hat. Lamellenbiegung sowie Teilrekristallisation haben zur Bildung eines schwach ausgeprägten Orientierungsbandes geführt, welches in TD-Richtung verläuft. Zusätzlich traten in RD-Richtung Basal-Komponenten der α_2 -Phase mit höherer Poldichte in Erscheinung.

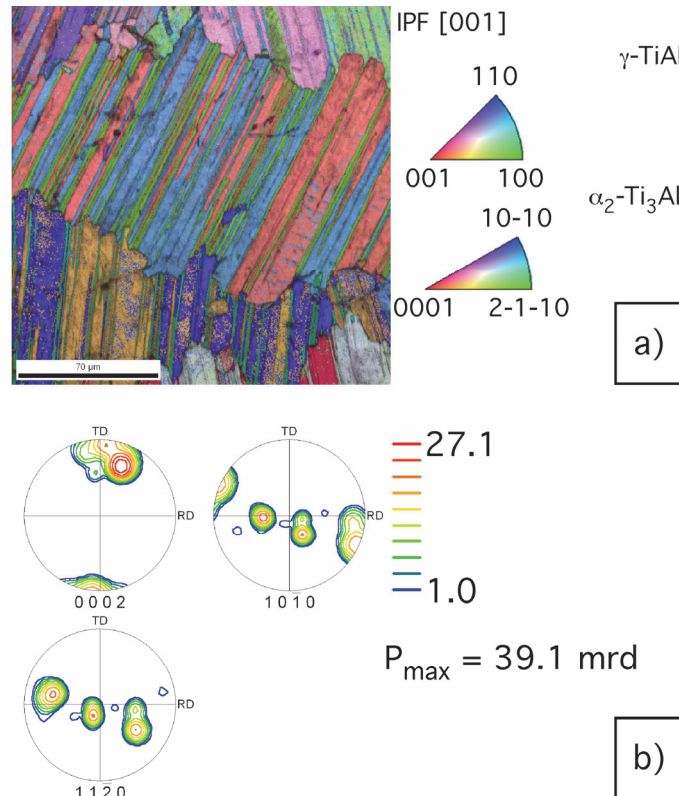


Bild 7.22: a) Kristallorientierungsbild der TMBZ im Innenbereich nahe am Rotationszentrum (Ref.: $r = TD = 0.0$ mm) auf der γ -TAB-Seite der Reibschweißverbindung #10TABTi64; der Korndurchmesser betrug $26.8 \mu\text{m}$, der α_2 -Gehalt 19.1 % ($P_{max} = 39.1$ mrd), b) (0002) α_2 -, (10-10) α_2 - und (11-20) α_2 -Polfiguren.

Dynamische Rekristallisation und Abkühlung innerhalb des ($\alpha_2 + \gamma$)-Phasengebietes im Außenbereich bei der Position $r = TD = 8.0$ mm verbunden mit einer Auflösung der Lamellenstruktur resultierte in ein globulares Feinkorngefüge des Korndurchmessers von $14.2 \mu\text{m}$, dessen Struktur der Near-Gamma-Struktur ähnlich ist (Bild 7.24a). Im Außenbereich ist der α_2 -Gehalt auf 61.6 % weiter angestiegen. Die Bildung der Near-Gamma-Struktur ging mit einer diffusionskontrollierten Anreicherung der α_2 -Phase einher. Der in Bild 7.24a dargestellte Mikrobereich wies eine $\langle 0001 \rangle_{\alpha_2} // \text{RD}$ -Fasertextur sowie die Komponente mit der Orientierung $g_{\alpha_2} = (11-20)[0001]$ auf. Die jeweiligen (10-10) α_2 - und (11-20) α_2 -Polfiguren zeigen ein in Transversalrichtung (TD) verlaufendes Orientierungsband, d.h. die $\langle 10-10 \rangle_{\alpha_2}$ - und $\langle 11-20 \rangle_{\alpha_2}$ -Kristallrichtungen sind gleichmäßig in radialer Richtung verteilt und damit nahezu senkrecht zur Rotationsachse orientiert (Bild 7.24b). Die der c-Achse der α_2 -Phase entsprechende $\langle 0001 \rangle_{\alpha_2}$ -Kristallrichtung ist fast parallel zur Rotationsachse der Reibschweißproben bzw. Axialrichtung $\text{RD} = Z$ und damit parallel zur Schweißdruckrichtung ausgerichtet. Die γ -TAB-seitige Rekristallisation im Außenbereich war insgesamt mit einer Drehung der c-Achse der α_2 -Phase am Rotationszentrum um ca. 90° verbunden.

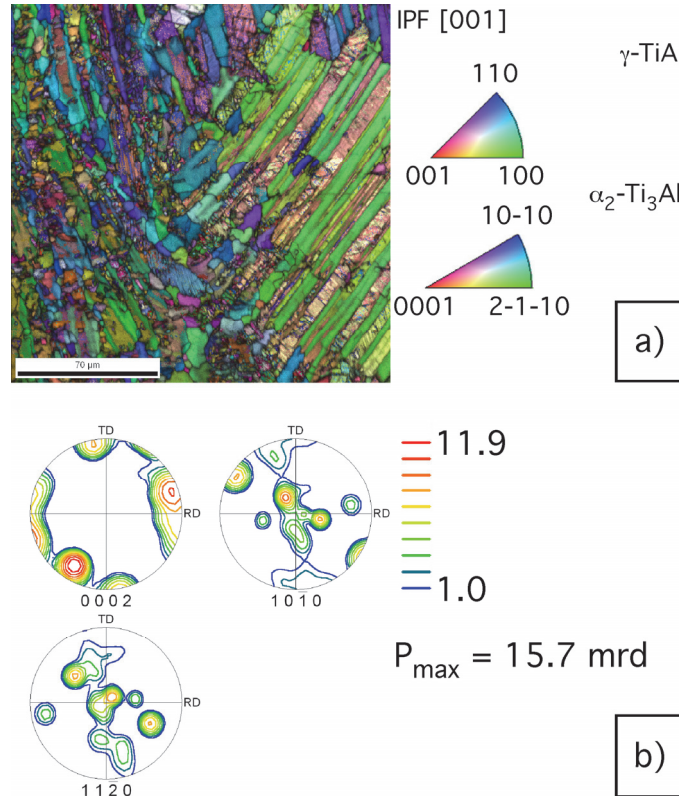


Bild 7.23: a) Kristallorientierungsbild der TMBZ im Übergangsbereich (Ref.: $r = TD = 6.2$ mm); Korndurchmesser: $10.2 \mu\text{m}$, α_2 -Gehalt: 46.1 % ($P_{\max} = 15.7$ mrd), b) α_2 -Polfiguren.

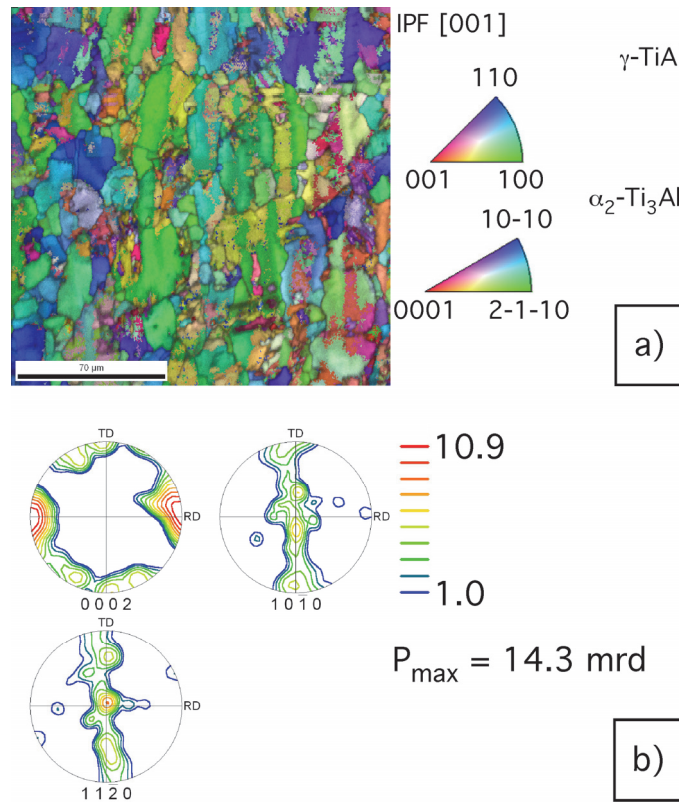


Bild 7.24: a) Kristallorientierungsbild der TMBZ im Außenbereich (Ref.: $r = TD = 8.0$ mm) auf der γ -TAB-Seite der Reibschweißverbindung #10TABTi64; der Korndurchmesser betrug $14.2 \mu\text{m}$, der α_2 -Gehalt 61.6 % ($P_{\max} = 14.3$ mrd), b) $(0002)\alpha_2$ -, $(10-10)\alpha_2$ - und $(11-20)\alpha_2$ -Polfiguren.

Im grob-lamellaren Grundwerkstoff außerhalb der TMBZ war die c-Achse der α_2 -Phase nahezu parallel zur Radialrichtung ausgerichtet, sie steht damit senkrecht zur Rotationsachse auf der γ -TAB-Seite der Reibschweißverbindung #10TABTi64 (Bilder 7.25a und 7.25b). Dessen α_2 -Gehalt und Strukturabmessungen sind mit denen der Mikrostruktur am Rotationszentrum vergleichbar, wo ebenfalls eine Häufung der (0001) α_2 -Basalebene bei TD festzustellen war (Bild 7.22b). Die Mikrostruktur im grob-lamellaren Grundwerkstoffbereich kann hier mit $g_{\alpha_2} = (10\text{-}10)[11\text{-}20]$ angegeben werden und unterscheidet sich damit vom Mikrobereich am Rotationszentrum bei der Referenzposition $r = TD = 0.0$ mm, wo die Mikrostrukturkomponente $g_{\alpha_2} = (1\ 1\ \text{-}2\ 0)[-5\ 5\ 0\ 4]$ bestimmt wurde (s. Bild 7.22b). Dieser Unterschied ist darauf zurückzuführen, dass durch das Reibschweißen eine Drehung um die $\langle 11\text{-}20 \rangle_{\alpha_2}$ -Kristallrichtung stattgefunden hat, obwohl am Rotationszentrum die Scher- und Schubspannungen gemäß Gleichung 7.1 minimal und überwiegend Reib- und Stauchdruck wirksam waren. Die damit verbundene Verformung im Innenbereich am Rotationszentrum resultierte in eine Aufhärtung um 32 bis 60 HV0.5 gegenüber dem Grundwerkstoff (s. Kap. 7.2, Abschnitt 7.2.2).

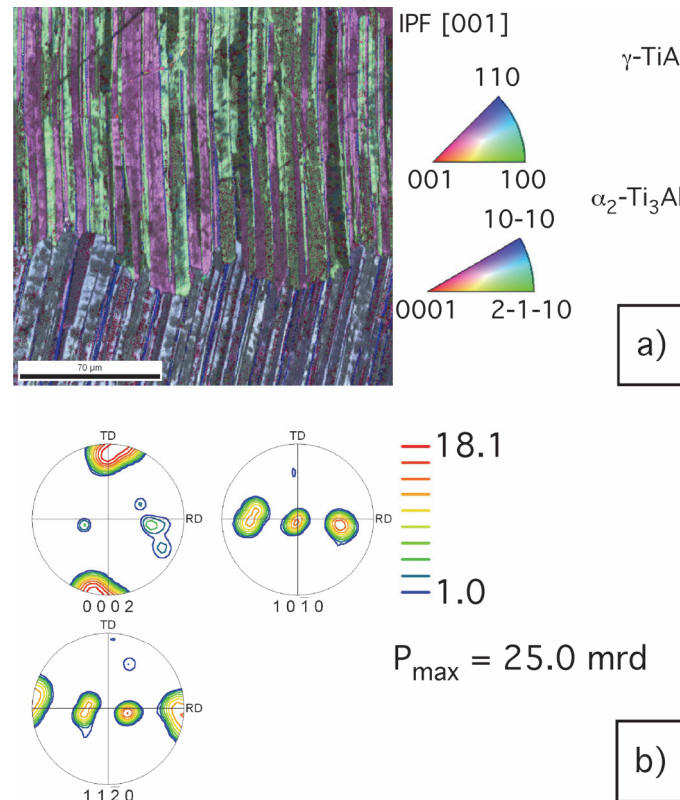


Bild 7.25: a) Kristallorientierungsbild des grob-lamellaren Grundwerkstoffs auf der γ -TAB-Seite der Reibschweißverbindung #10TABTi64 ($RD = Z = 4.0$ mm); der Korndurchmesser betrug $22.6\ \mu\text{m}$, der α_2 -Gehalt 21.4 % ($P_{\text{max}} = 25.0$ mrd), b) (0002) α_2 -, (1 0 -1 0) α_2 - und (1 1 -2 0) α_2 -Polfiguren.

Die Mikrohärteprüfung hat ergeben, dass die γ -TAB-seitige Aufhärtung im Außenbereich nahe der Stoßfläche lokalisiert war (Bilder 7.4a und 7.4b). Der Anstieg der Mikrohärte von innen nach außen entlang der Stoßfläche in radialer Richtung bzw. vom Grundwerkstoff zur Stoßfläche in axialer Richtung ist demnach auf steigendem α_2 -Gehalt und abnehmende Strukturabmessungen zurückzuführen. Die bei verschiedenen EBSD-Messpositionen in radialer und axialer Richtung

ermittelten α_2 -Gehalte und Strukturabmessungen sind den Mikrohärtewerten zugeordnet worden, woraus sich die in Bild 7.26 gezeigte Darstellung der Mikrohärtigkeit als Funktion des α_2 -Gehaltes und der Strukturabmessungen ergibt. Zu Vergleichszwecken wurden auch Messdaten aus EBSD-Analysen an der artgleichen Reibschweißverbindung Nr. 04/wb (s. Kap. 6, Abschnitt 6.3.4) herangezogen.

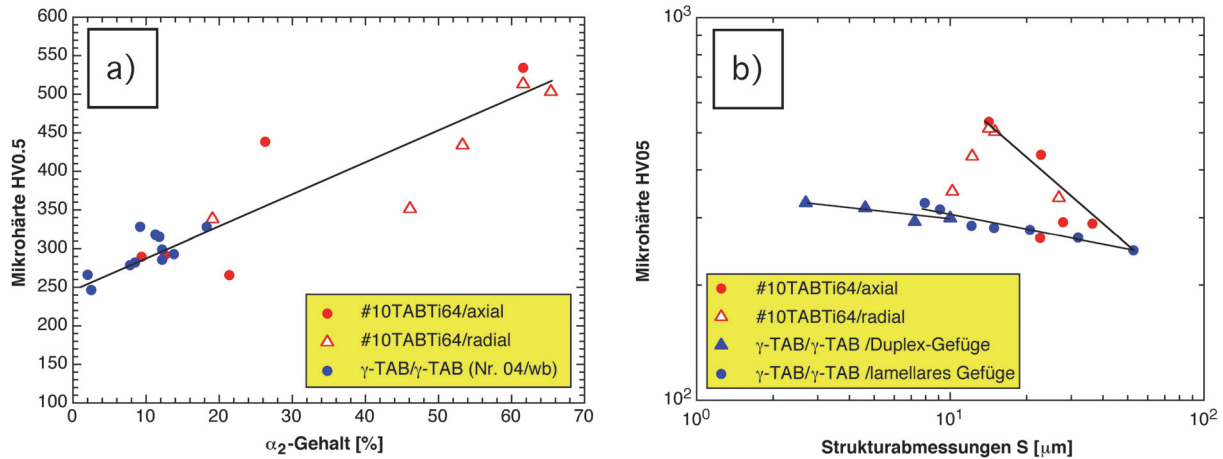


Bild 7.26: a) Einfluss des α_2 -Gehaltes (C_{α_2}) und b) der Strukturabmessungen der jeweiligen Gefügebereiche in der Reibschweißprobe #10TABTi64 auf die Mikrohärtigkeit im Vergleich zur artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindung Nr. 04/wb.

Die jeweiligen Darstellungen zeigen, dass der Einfluss der α_2 -Phase sowie die Strukturabmessungen auf die Mikrohärtigkeit ebenfalls durch Gleichung 6.6 (s. Kap. 6, Abschnitt 6.3.4) näherungsweise beschrieben werden kann, worin HV_0 die Grundwerkstoffhärte der γ -TAB-Feingusslegierung, C_{α_2} der α_2 -Gehalt, S die Strukturabmessung, K_1 , n und K_2 γ -TAB-seitige Konstanten sind. Der wesentliche Unterschied zur artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindung Nr. 04/wb zeigt sich in den Konstanten K_1 und n, was auf den deutlich höheren α_2 -Gehalt innerhalb der Aufhärtungszone der artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindung zurückzuführen ist. Die Interdiffusion führte zur Bildung einer α_2 -Ti₃Al-Reaktionsschicht über das Konzentrationsgefälle zwischen Ti6Al4V und γ -TAB. Bei diesem Vorgang fand eine Migration von Al- und Nb-Atomen von der γ -TAB- zur Ti64-Seite statt, der Transport von Ti- und V-Atomen erfolgte in entgegengesetzter Richtung (s. Abschnitt 7.4.1). Dies ging auf der stoßflächennahen γ -TAB-Seite mit einer Verarmung an Al und einer Anreicherung an Ti einher, wodurch der α_2 -Gehalt anstieg. Die Transportaktivität nahm umso mehr zu, je höher die örtliche Temperatur war, wobei festzuhalten ist, dass die während eines Reibschweißprozesses erzeugten stoßflächennahen Temperaturen im Außenbereich höher sind als im Innenbereich, wie Dickenmessungen der α_2 -Ti₃Al-Reaktionsschicht zwischen γ -TAB und Ti6Al4V und die daraus abgeleitete Abschätzung von Diffusionskoeffizienten anhand von EDX-Linienprofilen ergeben haben (s. Abschnitt 7.4.1). Gleichmaßen nahm die Temperatur vom Grundwerkstoff zur Stoßfläche in axialer Richtung gemäß den Gleichungen 4.7 bzw. 4.9 zu. Diffusionsvorgänge haben auch in der artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindung Nr. 04/wb stattgefunden, nur liefen sie bedingt durch die Werkstoffgleichheit dieser Verbindung infolge eines nahezu symmetrischen Konzentrationsgefälles wesentlich langsamer ab.

Anzumerken ist, dass im Grundwerkstoffbereich der artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindung Nr. 04/wb der α_2 -Gehalt niedriger und das Gefüge gröber war als bei der artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindung. Hier zeigt sich die strukturelle und chemische Inhomogenität der γ -TAB-Feingussblöcke, aus denen die entsprechenden Reibschweißproben entnommen und für die Reibschweißversuche vorbereitet wurden.

Bildung mechanischer Verformungszwillinge und Lamellenbiegung führten zu Verfestigung, was neben Strukturabmessung und α_2 -Gehalt ebenfalls zur Aufhärtung beitrug und in die Konstante K_1 eingeht. Die REM-Darstellung in Bild 7.27b zeigt eine hohe Dichte an mechanischen Verformungszwillingen, welche mit zunehmendem Abstand von der Stoßfläche in axialer Richtung abnahm (Bild 7.27c). Die in gebogenen Lamellen elastisch verformte α_2 -Phase liefert lokale elastische Spannungen [116], welche zusätzlich zur Verfestigung beitragen können (Bilder 7.27d und 7.27f). Durch Zunahme von Scher- und Torsionsspannungen und Temperaturen in radialer Richtung von innen nach außen sowie in axialer Richtung vom Grundwerkstoff zur Stoßfläche wurde der Rekristallisationsprozess beschleunigt, was zur lokalen Umwandlung des grob-lamellaren Gefüges (Bild 7.27c) in ein feinkörniges Near-Gamma-Gefüge mit hohem α_2 -Gehalt im Außenbereich führte (Bild 7.27a). Entscheidend für die dynamische Rekristallisation waren demnach Scherspannungen während der Reibphase sowie Torsionsspannungen während der Abbremsphase, welche neben axialem Druck und Wärme zusätzliche Energiebeiträge zur Rekristallisationsarbeit geliefert haben [114, 115]. Im Bereich des teilrekristallisierten Gefüges (Bild 7.27e) waren Scher- sowie Torsionsspannungen nur teilweise wirksam.

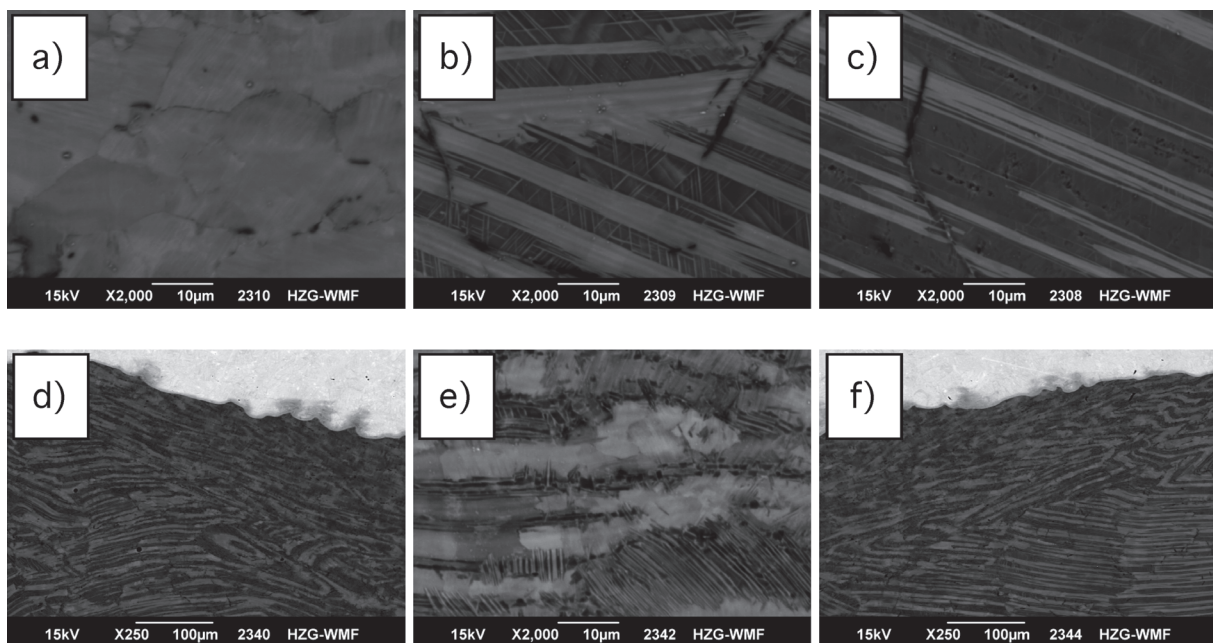


Bild 7.27: Obere Bildreihe: Probe #01TABTi64: a) Near-Gamma-Gefüge in der γ -TAB-seitigen TMBZ; b) grob-lamellares Gefüge; c) grob-lamellares Gefüge mit einer im Vergleich zu b) geringeren Dichte an Verformungszwillingen; untere Bildreihe: Probe #02TABTi6: d) Lamellenbiegungen im Übergangsbereich von außen nach innen, e) teilrekristallisiertes Gefüge mit Verformungszwillingen (Detail von d), f) Lamellenbiegungen im Übergangsbereich von innen nach außen.

Die Polfiguren in den Bildern 7.22 bis 7.25 zeigen, dass auf der stoßflächennahen γ -TAB-Seite während des Reibschweißprozesses Drehungen im $(\alpha_2+\gamma)$ -Phasengebiet stattgefunden haben. Sie waren Folge von Vorformungsvorgängen, wobei das Gleitsystem $1/2\langle 110 \rangle \{111\}_\gamma$ sowie mechanische Zwillingsbildung aktiviert wurden. Diese Verformungen jedoch waren so geringfügig, dass in den Reibschweißversuchen keine axialen Längenverkürzungen verbunden mit Reibgratbildung auf der γ -TAB-Seite zu beobachten waren und die γ -TAB-Feingusslegierung lediglich aufgestaucht wurde. Erst durch die Vorerwärmung der γ -TAB-Feingusslegierung auf 800 °C vor dem Reibschweißen mit der auf Raumtemperatur befindlichen Ti6Al4V-Legierung führte zu Reibgratbildung, weil die die plastische Verformung bestimmenden Mechanismen in γ -TiAl wie mechanische Zwillingsbildung und gewöhnliche Versetzungsgleitung in den γ -Lamellen sowie an den γ/α_2 -Grenzflächen infolge der Vorerwärmung verstärkt wurden.

7.5 Schlussfolgerung

Der globulare und feinkörnige Gefügezustand der Titanlegierung Ti6Al4V begünstigte bei Prozesstemperaturen von $T > T_\beta$ Superplastizität und Verformung im β -Phasengebiet, was zu einseitiger Längenverkürzung verbunden mit intensiver Reibgratbildung führte. Infolgedessen konnte sich kein Temperatenausgleich über die Stoßflächen zwischen der γ -TAB-Feingusslegierung und der Titanlegierung Ti6Al4V einstellen, wodurch die Reibschweißnähte eine zur Rotationsachse symmetrische Keilform annahmen. Die γ -TAB-Feingusslegierung hat dabei nur eine Aufstauchung ohne nennenswerte Verformung erfahren. In radialer Richtung waren auf der γ -TAB-Seite nahe der Stoßfläche weder Mikrohärte noch Mikrostruktur homogen. Ohne Wärmebehandlung der feingeschliffenen, geläppten und homogenisierten γ -TAB-Reibschweißproben bei einer Temperatur von 800 °C oberhalb der spröde-duktilen Übergangstemperatur ließen sich außenseitige Grenzflächenrisse, Mikrohohlräume und interlamellare Risse auf der γ -TAB-Seite durch alleinige Variation der Reibschweißparameter nicht beseitigen. Die Vorerwärmung der γ -TAB-Reibschweißproben war eine notwendige Voraussetzung zur Unterstützung der γ -TAB-seitigen Verformung und der Reibgratbildung während des Reibschweißens.

8. Zusammenfassung

Das Diffusionsschweißen von γ -TiAl-Basislegierungen, wozu auch die in dieser Arbeit untersuchte grob-lamellare γ -TAB-Feingusslegierung zählt, hat sich bewährt und ist Stand der Forschung und Technik. Die Herstellung von artfremden γ -TiAl-Verbindungen mit Ti6Al4V oder Ti6242 ist ohne Komplikationen machbar. Wegen langer Prozessdauern ist dieses Fügeverfahren jedoch nicht wirtschaftlich. Alternativen zum Diffusionsschweißen sind das Hartlöten oder Transient Liquid Processing. Modifikationen von γ -TiAl-Stoßflächen zur Beschleunigung der Diffusionskinetik mit Hilfe von vorgeschalteten Beschichtungsverfahren sind aufwändig und nicht zielführend in dem Sinne, Bruttozykluszeiten beim Diffusionsschweißen effektiv zu reduzieren.

Eine weitere Alternative stellt das Rotationsreibschweißverfahren dar, dessen Vorteil insbesondere in den im Vergleich zum Diffusionsschweißen wesentlich kürzeren Herstelldauern zu sehen ist und mit den Kostenvorteilen des Feingussverfahrens zur Herstellung rotationssymmetrischer endkonturnaher γ -TiAl-Bauteile z.B. aus Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) (Bez.: γ -TAB) verknüpft werden kann. Im Rahmen dieser Arbeit wurde deshalb der Frage nachgegangen, ob mit diesem Verfahren die grob-lamellare γ -TAB-Feingusslegierung artgleich und auch artfremd mit der klassischen Titanlegierung Ti6Al4V (Bez.: Ti64) fehlerfrei geschweißt werden kann.

Die Prozessentwicklung zur Herstellung von artgleichen γ -TAB- und artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen wurde in Zusammenarbeit mit dem Unternehmen GEA Tuchenhagen GmbH unter industriellen Bedingungen betrieben. Für die Durchführung der Versuche stand eine Reibschweißmaschine mit kontinuierlichem Antrieb zur Verfügung, mit welcher Werkstücke mit Durchmessern von ≥ 19 mm verarbeitet werden können. Aus praktischen Gründen wurde der Durchmesser der Reibschweißproben aus γ -TAB und Ti6Al4V auf 25 mm festgelegt. Im Fokus der Reibschweißversuche standen zum einen die Schweißvorbereitung der γ -TAB- und Ti6Al4V-Reibschweißproben und zum anderen die Variation der Reibschweißparameter wie Reibdruck P_R , Reibverkürzung s_R , Stauchdruck P_{St} und Stauchzeit t_{St} . Die Reibschweißversuche wurden durch metallographische Kontrolluntersuchungen begleitet, um die Auswirkung der variierten Reibschweißparameter auf die Bindequalität der artgleichen γ -TAB- und artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen zu beurteilen. Die Beurteilung der Bindequalität basierte auf dem Kriterium, wonach keine Bindefehler Poren, Porenanhäufungen, Risse und Fehlbindungen vorhanden sein sollten. Bei Vorliegen von Bindefehlern waren weitere Parametervariationen vorzunehmen und unter Umständen wegen der geringen Duktilität der γ -TAB-Feingusslegierung auch die Durchführung von prozessbegleitenden Wärmebehandlungen in Erwägung zu ziehen. Die Reibschweißverbindungen wurden hinsichtlich ihrer mechanischen und mikrostrukturellen Eigenschaften charakterisiert, um Binde- und Verformungsmechanismen zu identifizieren, Gefüge-Eigenschaftsbeziehungen darzustellen und eine Bewertung der Reibschweißbarkeit vorzunehmen.

Die Untersuchungen zum artgleichen Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung ergaben, dass die Bindequalität durch den Zustand der γ -TAB-Reibschweißproben beeinflusst wurde. Elektroerodierte Stoßflächen waren durch Rauheit und Verunreinigung gekennzeichnet, welche sich durch Anreiben und radialen Abtransport von Abriebpartikeln während eines Reibschweißprozesses nicht beseitigen ließen. Es zeigte sich auch, dass eine nach dem Elektroerodieren folgende Drehbearbeitung der Stoßflächen sich als nicht ausreichend erwies. Beide Zustände, d.h. elektroerodiert oder elektroerodiert und nachfolgend plangedreht, führten zu Bindefehlern. Eine geeignete Lösung bestand darin, die Stoßflächen der γ -TAB-Reibschweißproben einer Feinschliff- und im letzten Arbeitsgang einer Läppbearbeitung zu unterziehen. Dadurch wurde eine Oberflächengüte erzielt, welche sich in einer Verringerung der Bindefehler äußerte. Bei den aus geschmiedeten Rundstangen entnommenen Ti64-Reibschweißproben reichte es aus, dass deren Stoßflächen plangedreht wurden.

Die Wirkung einer Wärmebehandlung zur Homogenisierung der γ -TAB-Feingusslegierung besteht in der Verringerung der Streuungen in den mechanischen Kennwerten wie Dehngrenze $R_{p0.2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A . Die Homogenisierung der γ -TAB-Reibschweißproben erfolgte vor Reibschweißbeginn und wurde mit einer Aufheizrampe 600 K/h, mit einer ersten Haltephase bei 1300 °C und 10 h, einer Abkühlrampe mit 1080 K/h und einer zweiten Haltephase bei 1000 °C und 10 h sowie anschließender Ofenabkühlung auf 20°C durchgeführt. Dadurch wurde eine Verbesserung der Duktilität der artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen erreicht.

Die feingeschliffenen, geläppten und homogenisierten γ -TAB-Reibschweißproben konnten mit einem Reibdruck von 310 MPa, einer Reibverkürzung von 10 mm, einer Stauchzeit von 6 s, einem Stauchdruck von 590 MPa und einer Umdrehungszahl von 1500 U/min ohne Bindefehler miteinander verbunden werden. Aus diesen Reibschweißparametern resultierten eine Prozessdauer von etwa 60 s und eine Gesamtlängenverkürzung um ca. 13 mm. Eine Notwendigkeit zur Durchführung von Wärmebehandlungen bestand nicht. Die Längenverkürzung der jeweiligen γ -TAB-Reibschweißproben war in etwa gleich und an deren Stoßflächen entstand ein Reibgrat. Die Reibschweißparameter sollten nicht unterschritten werden, weil andernfalls Abriebpartikel nicht vollständig in die Reibgrate abtransportiert werden und Mikrohohlräume in der Reibschweißnaht entstehen können. Mit diesen Reibschweißparametern wurden an den Stoßflächen der γ -TAB-Reibschweißproben Prozesstemperaturen erzielt, welche höher waren als die T_α -Transustemperatur. Dynamische Rekristallisation während der Verformung in der Reib-, Abbrems- und Stauchphase sowie am Ende des Reibschweißprozesses einsetzende Abkühlung auf dem Pfad $\alpha \rightarrow (\alpha+\gamma) \rightarrow (\alpha_2+\gamma)$ führte zur Bildung eines fein-lamellaren Gefüges in der Bindezone. Die stoßflächennahen Verformungen fanden während des Reibschweißprozesses im α -Phasengebiet statt und erfolgten überwiegend in radialer Richtung, was im Zusammenhang mit der Reibgratbildung stand. In Richtung grob-lamellaren Grundwerkstoff ging dieser fein-lamellare Gefügebereich in ein Duplex-Gefüge über, dessen Bildung ebenfalls Folge dynamischer Rekristallisation mit Verformungen im $(\alpha+\gamma)$ -Phasengebiet unterhalb der T_α -Transustemperatur war. Die vergleichsweise geringfügigen Verformungen im verfestigten grob-lamellaren Gefügebereich waren auf mechanische Zwillingsbildung und Lamellenbiegungen zurückzuführen. Diese Vorgänge fanden im $(\alpha_2+\gamma)$ -Phasengebiet statt.

Die Gefügeänderungen in der thermomechanisch beeinflussten Zone gingen mit einer Aufhärtung einher, wofür primär das α_2/γ -Verhältnis sowie die Strukturabmessungen maßgeblich waren. Ausgehend vom Grundwerkstoff hin zur Bindezone wurde eine Gefügeverfeinerung und eine diffusionskontrollierte Zunahme des α_2 -Gehaltes festgestellt. Die Mikrohärtigkeit stieg linear mit dem α_2 -Gehalt an, während der Zusammenhang zwischen Mikrohärtigkeit und Strukturabmessungen durch einen Potenzansatz dargestellt werden konnte. Zur Aufhärtung trug auch Verfestigung durch Zwillingsbildung und Lamellenbiegung bei. Die Mikrohärtigkeit im Rand- und Kernbereich der Reibschweißproben bewegte sich praktisch auf dem gleichen Niveau, d.h. ein Abkühleffekt durch Luftströmung während der Rotation war nicht festzustellen. Innerhalb der Bindezone wiesen Mikrostruktur und Mikrohärtigkeit keinen Gradienten auf, was für einen Temperatúrausgleich über die Stoßflächen während des Reibschweißprozesses sprach.

Unter Zugbeanspruchung bei Raumtemperatur, bzw. 700 °C, trat in den artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen Bruchversagen außerhalb der thermomechanisch beeinflussten Zone im grob-lamellaren Grundwerkstoffbereich ein. Dieses Verhalten war unabhängig davon, ob die Reibschweißproben in den Zuständen "wie feingegossen" oder "homogenisiert" vorlagen. Wie zuvor erwähnt, hat die Homogenisierung aber zu einer Verbesserung der Verformbarkeit geführt. Die lokale Aufhärtung durch Gefügeverfeinerung, Anreicherung der spröden α_2 -Phase und Verfestigung infolge Zwillingsbildung und Lamellenbiegung hat Bruchversagen in der Bindezone nicht begünstigt, was vom schweißtechnischen Standpunkt aus betrachtet ein erwünschtes Resultat ist.

Die in dieser Arbeit erzielten Ergebnisse zeigen, dass das Rotationsreibschweißen mit kontinuierlichem Antrieb zur Herstellung von artgleichen γ -TAB-Verbindungen dem Diffusionsschweißverfahren hinsichtlich Prozessführung, Herstelldauer und Bindeeigenschaften überlegen ist. Damit ist die grob-lamellare γ -TAB-Feingusslegierung aufgrund ihrer Eigenschaften als ein reibschweißgeeigneter Strukturwerkstoff anzusehen.

Die Bindequalität der γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen wurde im Wesentlichen bestimmt durch die Ti6Al4V-Legierung, deren globularer und feinkörniger Gefügezustand bei Prozesstemperaturen von $T > T_\beta$ zu rascher einseitiger Längenverkürzung infolge Superplastizität und Verformung im β -Phasengebiet verbunden mit ausgeprägter Reibgratbildung führte. Dabei hat sich das feinkörnige und globulare Grundwerkstoffgefüge der Ti6Al4V-Legierung an der Stoßfläche in ein lamellares Gefüge umgewandelt. Rasche Längenverkürzung auf der Ti64-Seite während des Reibschweißprozesses stand einem Temperatúrausgleich über die Stoßflächen entgegen, woraus eine zur Rotationsachse symmetrische, keilförmige Bindezone resultierte, weil die stoßflächennahe Temperatur im Außenbereich höher war als Innenbereich. Die γ -TAB-Feingusslegierung hingegen wurde lediglich aufgestaucht, nahe an der Stoßfläche traten nur geringe Verformungen auf. Auf der γ -TAB-Seite im Außenbereich wurden während eines Reibschweißprozesses lokale Gefügereaktionen hinsichtlich Mikrostruktur und Phasenverteilung aktiviert, welche denen im Falle des artgleichen Reibschweißens der γ -TAB-Feingusslegierung ähnlich waren, d.h. Zwillingsbildung und Lamellenbiegung, beginnende Gefügeverfeinerung infolge Teilrekristallisation, diffusionskontrollierte Anreicherung der α_2 -Phase

sowie weitere Auflösung der grob-lamellaren Struktur durch dynamische Rekristallisation. Im Innenbereich waren die Gefügereaktionen deutlich schwächer ausgeprägt. Diese lokalen Gefügereaktionen auf beiden Seiten der artfremden Reibschweißverbindungen fanden in einem Zeitraum von wenigen Sekunden statt, wo sich zudem eine Reaktionsschicht aus α_2 -Ti₃Al zwischen der γ -TAB-Feingusslegierung und der Titanlegierung Ti6Al4V durch Interdiffusion gebildet hat, deren Dicke sich von außen nach innen zum Rotationszentrum hin wegen abnehmender Temperatur verringerte. Die β - und α_2 -Phasengehalte folgten der gleichen Tendenz.

Der lineare Anstieg der Mikrohärtigkeit mit dem α_2 -Gehalt sowie der durch einen Potenzansatz beschreibbare Zusammenhang zwischen Mikrohärtigkeit und Strukturabmessungen konnten durch Untersuchungen an den artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen bestätigt werden. Die Besonderheit lag darin, dass die Mikrohärtigkeit auf der γ -TAB-Seite nahe der Stoßfläche von außen nach innen zum Rotationszentrum abnahm und dann wieder zur Außenseite hin anstieg.

Bedingt durch thermische Eigenspannungen entstanden im Außenbereich der Bindezone Risse und Mikrohohlräume, deren Anzahl von außen nach innen abnahm. Diese Bindefehler und -merkmale ließen sich durch alleinige Variation von Reibdruck, Reibverkürzung, Stauchdruck und Stauchzeit nicht beeinflussen, weshalb die Durchführung von prozessbegleitenden Wärmebehandlungen erforderlich war. Dabei erwies es sich als zweckmäßig, die γ -TAB-Feingusslegierung auf eine Temperatur von 800 °C oberhalb der spröde-duktilen Übergangstemperatur zu erwärmen und diese mit der auf Raumtemperatur befindlichen Ti6Al4V-Legierung zu verbinden. Um nach dem Reibschweißvorgang schnelle Abkühlung zu vermeiden, wurden die artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen ebenfalls bei 800 °C abschlusswärmebehandelt und im Ofen langsam abgekühlt. Durch diese prozessbegleitende Wärmebehandlungsmaßnahme ließen sich die Risse beseitigen und die Zahl der Mikrohohlräume reduzieren. Die Vorerwärmung der γ -TAB-Reibschweißproben hat den Vorgang der plastischen Verformung durch Zwillingsbildung und Einfachgleitung verstärkt. Die Keilform der Bindezone wurde dadurch allerdings nicht beeinflusst.

Das mechanische Verhalten der artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen unter Zugbeanspruchung bei Raumtemperatur wurde bestimmt durch den grob-lamellaren Grundwerkstoff der γ -TAB-Feingusslegierung und nicht durch die strukturell heterogene Bindezone. Hier zeigten die artfremden Reibschweißverbindungen das gleiche Verhalten wie die artgleichen γ -TAB-Reibschweißverbindungen. Bei 700 °C wirkten Festigkeitsabfall verbunden mit hoher Verformung auf der Ti64-Seite der artfremden γ -TAB/Ti64-Reibschweißverbindungen der Tendenz zu Bruchversagen auf der γ -TAB-Seite im Grundwerkstoffbereich entgegen.

Trotz des erhöhten Aufwandes wegen der Notwendigkeit zur Durchführung von Wärmebehandlungen ist das artfremde Reibschweißen der γ -TAB-Feingusslegierung mit der klassischen Ti6Al4V wirtschaftlicher als das Diffusionsschweißen, zumal die Reibschweißdauer von ca. 7.0 s bis ca. 8.0 s bedeutend geringer ist als die Haltezeit von 30 min bis mehreren Stunden beim Diffusionsschweißen einschließlich der Zeiten bedingt durch langsame Aufheiz- und Abkühlraten. Zusätzlich sind beim

Diffusionsschweißen als Arbeitsmedien Schutzgas oder Vakuum erforderlich, wodurch die Gesamtdauer des Diffusionsschweißens insgesamt höher ist als die des Reibschweißens. Insofern ist der zusätzliche Aufwand wegen der Vor- und Nacherwärmung als vertretbar zu bezeichnen.

Literaturverzeichnis

- [1] H. Clemens, P. Schretter, W. Glatz: Mikrostruktur und Eigenschaften von γ -TiAl-Basislegierungen. In: Praktische Metallographie, 33 (1996) 1, S. 17-35.
- [2] D. M. Dimiduk, Gamma titanium aluminide alloys-an assesment within the competition of aerospace structural materials. In: Materials Science and Engineering A263 (1999), pp. 2811-288.
- [3] S. Knippscher, G. Frommeyer: Neu entwickelte TiAl-Basislegierungen für den Leichtbau von Triebwerks- und Motorkomponenten - Eigenschaften, Herstellung, Anwendung. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 2006, 37, No.9, pp. 724-730.
- [4] A. Lasalmonie: Intermetallics: Why is it so difficult to introduce them in gas turbine engines? In: Intermetallics, 14 (2006), pp. 1123-1129.
- [5] E. Aust, H.-R. Niemann: Fertigungspotentiale für die spanende Bearbeitung von γ -TiAl. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 30, 43-50, (1999).
- [6] T. Tetsui: Application of TiAl in Turbocharger for Passenger Vehicles. In: Advanced Engineering Materials, 2001, 3, No. 5, pp. 307-310.
- [7] T. Tetsui: Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles. In: Materials Science and Engineering A329-331 (2002), pp. 582-588.
- [8] H. Cramer, A. W. E. Nentwig, W. G. Smarsky: Reib- und Laserstrahlschweißen von Titanaluminiden im Triebwerksbau. In: Entwicklung des Reib- und Laserstrahlschweißens zum Fügen von Titan- und Nickelaluminiden, Abschlußbericht Nr. 07 3/685/62/56/93/19/94/13/95/96 der SLV München GmbH zum öffentl. Geförderten Forschungsvorhaben im Rahmen des Förderprogrammes „Neue Werkstoffe in Bayern“, 1997.
- [9] P. L. Threadgill: The prospects for joining titanium aluminides. In: Materials Science and Engineering A192/193 (1995), pp. 640-646.
- [10] R. A. Patterson, B. K. Damkroger: Weldability of Gamma Titanium Aluminide. In: Proceedings of the Materials Weldability Symposium held in conjunction with Materilas Week, Detroit, MI 8-12 October 1990, Edited by R. A. Patterson and K. W. Mahin, Sponsored by The Welding Metallurgy Committee of the Joining Division of ASM International, Published by ASM International Materials Park, Ohio 44073, pp. 259-267.
- [11] W.-B. Lee, Y.-J. Kim, S.-B. Jung: Effects of copper insert layer on the properties of friction welded joints between TiAl and AISI 4140 structural steel. In: Intermetallics 12 (2004), pp. 671-678.

- [12] G. Çam, U. Özdemir, V. Ventzke, M. Koçak: Microstructural and mechanical characterization of diffusion bonded hybrid joints. In: Journal of Materials Science (2008) 43, pp. 3491-3499, DOI 10.1007/s10853-007-2403-2.
- [13] B. Dogan, X. Zheng, K.-H. Bohm: Diffusion Bonding of Ti6242 to γ -TiAl Alloys. In: Ti-2003 Science and Technology, Edited by G. Lütjering and J. Albrecht, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, D-69469 Weinheim, Federal Republic of Germany, 2004, pp. 683-690.
- [14] N. Bailey: Review of metallurgical problems in dissimilar metal welding. In: Welding Dissimilar Metals, Edited by N. Bailey, The Welding Institute, 1986, pp. 1-6.
- [15] S. B. Dunkerton: New nonfusion joining processes for dissimilar metals. In: Welding Dissimilar Metals, Edited by N. Bailey, The Welding Institute, 1986, pp. 20-24.
- [16] K.-H. Bohm, V. Ventzke, M. Koçak, P. Merhof, M. Watzlaw: Parameter study into the friction welding of the intermetallic TiAl and the alloy Ti6Al4V. In: Welding and Cutting 55 (2003) No.2, pp. 90-96.
- [17] A. Neumann, D. Schober: Reibschweißungen von Metallen, Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 107, DVS-Verlag GmbH Düsseldorf, 1991.
- [18] J. Kumpfert: Titanaluminide - eine neue Legierungsklasse für Hochtemperaturanwendungen. In: Titan und Titanlegierungen, DGM Informationsgesellschaft, Oberursel 1996, S. 71-106.
- [19] W. V. Vaidya, M. Horstmann, V. Ventzke, B. Petrovski, M. Koçak, R. Kocik, G. Tempus: Structure-property investigations on a laser beam welded dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications, Part I: Local gradients in microstructure, hardness and strength. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, DOI 10.1002/mawe.200900366.
- [20] W. V. Vaidya, M. Horstmann, V. Ventzke, B. Petrovski, M. Koçak, R. Kocik, G. Tempus: Structure-property investigations on a laser beam welded dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications, Part II: Resistance to fatigue crack propagation and fracture. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, DOI 10.1002/mawe.200900367.
- [21] H. P. Qu, H. M. Wang: Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited γ -TiAl intermetallic alloys. In: Materials Science and Engineering A 466 (2007), pp. 187-194.
- [22] N. Weidlich, A. Grüninger, O. Meier, K. Emiljanow, P. Stippler, F. Seidel: Individual Laser Cladding for High Pressure Turbine Blades. In: VDI-Berichte 2008, pp. 227-234, 1st Eucomas, Conference Berlin, May 26-27, 2008.

- [23] J. Metzger: Dem Verschleiß die Stirn bieten: Laserauftragsschweißen repariert und veredelt Oberflächen, TRUMPF Laser- und Systemtechnik GmbH, Laser+Produktion 2008, Carl Hanser Verlag, München, 2008, www.laser-produktion.de.
- [24] I. Kelbassa: Qualifizieren des Laserstrahl-Auftragsschweißens von BLISKs aus Nickel- und Titanbasislegierungen, Dissertation, RWTH Aachen, 2006.
- [25] A. Weisheit, K. Wissenbach: Verfahrenstechnik zum Auftragsschweißen spröder intermetallischer Werkstoffe, Fraunhofer-Institut für Lasertechnik Aachen, Fraunhofer ILT Jahresbericht, 2007.
- [26] GSI SLV München: Entwicklung von Fügetechnologien für Leichtbauanwendungen mit schmiedbaren γ -Titanaluminiden verbesserter Duktilität, Bericht zum lfd. Vorhaben Aif-Nr. 15.596 N, DVS-Nr. 01.063, Bewilligungszeitraum vom 01.06.2008 bis 31.05.2010, Zwischenbericht zur FA1-Sitzung am 09.12.2009.
- [27] GSI SLV München: Entwicklung von Fügetechnologien für Leichtbauanwendungen mit schmiedbaren γ -Titanaluminiden verbesserter Duktilität, Bericht zum lfd. Vorhaben Aif-Nr. 15.596 N, DVS-Nr. 01.063, Bewilligungszeitraum vom 01.06.2008 bis 28.02.2011, Sitzungsvorberichterstattung zur FA1-Sitzung am 10.03.2011.
- [28] J. Liu, V. Ventzke, P. Staron, H.-G. Brokmeier, M. Oehring, N. Kashaev, N. Huber: Effect of Dual-Beam Welding on Microstructure Properties of Thin-Walled γ -TiAl Based Alloy Ti-45Al-5Nb-0.2C-0.2B (TNB). In: Supplement Proceedings: Volume 1: Materials Processing and Interfaces, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2012, pp. 887-894.
- [29] K.-H. Böhm, V. Ventzke, G. Çam, K. Koçak: Charakterisierung diffusionsgeschweißter Titanaluminide. In: Schweißen und Schneiden, 44(1997), pp. 660-666.
- [30] G. Çam, M. Koçak: Diffusion bonding of investment cast γ -TiAl. In: Journal of Materials Science 34 (1999), pp. 3345-3354.
- [31] G. Çam, H. Clemens, R. Gerling, M. Koçak: Diffusion bonding of γ -TiAl sheets. In: Intermetallics 7 (1999), pp. 1025-1031.
- [32] D. Herrmann, F. Appel: Influence of Al- and Nb-content on the diffusion bonding behavior of gamma-titanium aluminides. In: VDI-Berichte 2008, pp. 437-444, 1st Eucomas, Conference Berlin, May 26-27, 2008.

- [33] D. Herrmann, F. Appel: Diffusion Bonding of γ (TiAl) Alloys: Influence of Composition, Microstructure, and Mechanical Properties. In: Metallurgical and Materials Transaction A, DOI: 10.1007/s11661-009-9878-1, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2009, Published online: 13 June 2009.
- [34] C. Buque, F. Appel: Microstructural Aspects of Diffusion Bonding of High Niobium Containing Gamma TiAl-Based Alloys. In: Gamma Titanium Aluminides 2003, Edited by Y.-W. Kim, H. Clemens and A. H. Rosenberger, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2003, S. 591-599.
- [35] C. Buque, F. Appel: Diffusion bonding of gamma-based titanium aluminides. In: Zeitschrift für Metallkunde, 93(2002)8, pp. 784-789.
- [36] M. Holmquist, V. Recina, J. Ockborn, B. Pettersson, E. Zumalde: Hot Isostatic Diffusion Bonding of Titanium Alloy Ti-6Al-4V to Gamma Titanium Aluminide IHI Alloy 01A. In: Scripta Materialia, Vol. 39, No. 8, pp. 1101-1106, 1998.
- [37] W. Xin-feng, L. Xue-bin, W. Xue-qing, T. Chao-qui, S. Rong-kai, L. Jiang-quo: Diffusion bonding of γ -TiAl alloy to Ti-6Al-4V alloy under hot pressure. In: Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 16(2006), pp. 1059-1063.
- [38] W. Glatz, H. Clemens: Diffusion bonding of intermetallic Ti-47Al-2Cr-0.2Si sheet material and mechanical properties of joints and elevated temperatures. In: Intermetallics, 5(1997), pp. 415-423.
- [39] Y. Mishin, Ch. Herzig: Overview No. 136: Diffusion in the Ti-Al System. In: Acta Materialia 48 (2000), pp. 589-623.
- [40] W. Beck: Superplastisches Umformen und Diffusionsschweißen von Titan und Titanlegierungen, Titan und Titanlegierungen, Hrsg.: M. Peters, C. Leyens, Wiley-VCH, 2002, Weinheim, S. 285-301.
- [41] M. W. Mahoney, C. C. Bampton: ASM-Handbook 6: Welding, brazing Soldering, ASM International, pp. 156, 1995.
- [42] M. Sirén, K.-H. Böhm, V. Ventzke, M. Koçak: Brazing of γ -TiAl for high temperature applications. In: Euromat '99, paper no. 203, S. 1-6.
- [43] G. Çam, M. Koçak: Progress in joining of advanced materials, Part 1: Solid state joining, fusion joining, and joining of intermetallics. In: Science and Technology of Welding and Joining, 1998, Vol. 3, No. 3, pp. 105-126.

- [44] H. Duan, M. Koçak, K.-H. Bohm, V. Ventzke: Transient liquid phase (TLP) bonding of TiAl/Ti6242 with Ti-Cu foil. In: Science and Technology of Welding and Joining, 2004, Vol. 9, No.6, S. 525-531.
- [45] H. Duan, M. Koçak, K.-H. Bohm, V. Ventzke: Transient liquid phase (TLP) bonding of TiAl using various insert foils. In: Science and Technology of Welding and Joining, 2004, Vol. 9, No.6, S. 513-517.
- [46] L. I. Duarte, A. S. Ramos, M. F. Vieira, F. Viana, M. T. Vieira, M. Koçak: Solid-state diffusion bonding of gamma-TiAl alloys using Ti/Al thin films as interlayers. In: Intermetallics, 14 (2006), S. 1151-1156.
- [47] S. Simões, F. Viana, V. Ventzke, M. Koçak, A. S. Ramos, M. T. Vieira, M. F. Vieira: Diffusion Bonding of TiAl using Ni/Al multilayers. In: Journal of Materials Science, Vol. 45, 16 (2010), S. 4351-4357.
- [48] A. I. Ustinov, Y. V. Falchenko, A. Y. Ishchenko, G.K. Kharchenko, T.V. Melnichenko, A.N. Muraveynik: Diffusion welding of γ -TiAl based alloys through nano-layered foil of Ti/Al system. In: Intermetallics 16 (2008), pp. 1043–1045.
- [49] T. Miyashita, H. Hino: Friction Welding Characteristics of TiAl intermetallic compound. In: Journal of The Japan Institute of Metals, Vol, 58, Issue 2, pp. 215-220, 1994.
- [50] L. Appel, H. Cramer, M. Serve: Verbessertes Reibschweißen von Mischverbindungen mit prozessintegrierter Induktionserwärmung. In: Schweißen und Schneiden, 2004, DVS-Berichte Band 232, Große Schweißtechnische Tagung in Magdeburg vom 22. bis 24. September 2004, S.118-126, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2004.
- [51] R. Wagner, F. Appel, B. Dogan, P. J. Ennis, U. Lorenz, J. Müllauer, H. P. Nicolai, W. Quadackers, L. Singheiser, W. Smarsly, W. Vaidya, K. Wurzwallner: Investment Casting of γ -TiAl-Based Alloys: Microstructure and Data Base for Gas Turbine Applications. In: Proceedings International Symposium on γ -Titanium Aluminides (ISGTA'95), Las Vegas, Feb. 13-16, 1995, Eds.: Y.-W. Kim, R. Wagner, M. Yamaguchi, TMS Warrendale, pp. 387-404.
- [52] F. Appel, M. Oehring: γ -Titanaluminid-Legierungen: Legierungsentwicklung und Eigenschaften. In: Titan und Titanlegierungen, Hrsg.: M. Peters, C. Leyens, Wiley-VCH Verlag, 2002, pp. 39-103.
- [53] Nihon SiberHegner K. K., Inspection Certificate, 10.10.2002, Contract No. 4300005630.
- [54] S. Knippscheer, G. Frommeyer: Intermetallic TiAl(Cr,Mo,Si) Alloys for Lightweight Engine Parts-Structure, Properties, and Applications. In: Advanced Engineering Materials, 1999, 1, No.3-4, pp. 187-191.

- [55] H. Clemens, H. Kestler: Processing and Application of Intermetallic γ -TiAl-Based Alloys. In: Advanced Engineering Materials 2000, 2, No. 9, pp. 551-570.
- [56] S. A. Jones, M. J. Kaufmann: Phase Equilibria and Transformation in intermediate Titanium-Aluminium Alloys. In: Acta metall. Mater, Vol. 41, No. 2, pp. 387-398, 1993.
- [57] A. Stark, A. Bartels, R. Gerling, F.-P. Schimansky, H. Clemens: Microstructure and Texture Formation during Hot Rolling of Niobium-Rich γ -TiAl Alloys with Different Carbon Contents. In: Advanced Engineering Materials 2006, 8, No. 11, pp. 1101-1108.
- [58] S.-C. Huang: Alloying Considerations in Gamma-Based Alloys. In: Structural Intermetallics, edited by R. Darolia, J. J. Lewandowski, C. T. Liu, P. L. Martin, D. B. Miracle and M. V. Nathal; The Minerals, Metals & Materials Society, 1993, pp. 299-307.
- [59] W. J. Zhang, G. L. Chen, F. Appel: Intermetallics and Superalloys, Proc. EUROMAT 99, Vol. 10, eds. D. G. Morris, S. Naka, P. Caron, Wiley-VCH, Weinheim, 2000, 632.
- [60] A. Stark: Textur- und Gefügeentwicklung bei der thermomechanischen Umformung Nb-reicher γ -TiAl-Basislegierungen, Berichte aus der Werkstofftechnik, Shaker Verlag, Aachen, 2010.
- [61] F. Appel, U. Lorenz, J. D. H. Paul, M. Oehring: Gamma Titanium Aluminides 1999, eds. Y.-W. Kim, D. M. Dimiduk, M. H. Loretto, TMS (Warrendale, PA, 1999), 382.
- [62] U. Brossmann, M. Oehring, U. Lorenz, F. Appel, H. Clemens: Evolution of the Microstructure during Hot Working of Gamma-Based TiAl Alloy. In: Zeitschrift für Metallkunde, 92(2001)8, pp. 1009-1014.
- [63] J. Müllauer, F. Appel: Precipitation Phenomena and Strain Hardening of Intermetallic Titanium Aluminides. In: Mat. Res. Soc. Symp. Vol. 753, ©2003 Materials Research Society, pp. 231-236.
- [64] J. A. Christodoulou, H. M. Flower: The Role of Borides in Near- γ Titanium Aluminides. In: Advanced Engineering Materials 2000, 2, No.10, pp. 631-638.
- [65] U. Hecht, V. Witusiewicz, A. Drevermann, J. Zollinger: Grain refinement by low boron additions in niobium-rich TiAl-based alloys. In: Intermetallics 16 (2006), pp. 969-978.
- [66] F. Appel, U. Brossmann, U. Christoph, S. Eggert, P. Janscheck, U. Lorenz, J. Müllauer, M. Oehring, J. D. H. Paul: Recent Progress in the Development of Gamma Titanium Aluminide Alloys. In: Advanced Engineering Materials, 2000, 2, No.11, pp. 699-720.

- [67] M. Peters, J. Hemptenmacher, J. Kumpfert, C. Leyens: Titan und Titanlegierungen: Struktur, Gefüge, Eigenschaften. In: Titan und Titanlegierungen, Hrsg.: M. Peters, C. Leyens, Wiley-VCH Verlag, 2002, pp. 1-36.
- [68] A. V. Sergueeva, V.V. Stolyarov, R. Z. Valiev, A. K. Mukherjee: Enhanced superplasticity in a Ti-6Al-4V alloy processed by severe plastic deformation, *Scripta Materialia*, 43, 2000, pp. 819-824.
- [69] L. Saitova, I. Semenova, H. W. Höppel, R. Valiev, M. Göken: Enhanced superplastic deformation behavior of ultrafine-grained Ti-6Al-4V alloy, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2008, 39, No. 4-5, pp. 367-370.
- [70] M. G. Zelin: Processes of Microstructural Evolution during Superplastic Deformation, *Materials Characterization*, 37, 1996, pp. 311-329.
- [71] Ch. Radhakrishna, J. Raghurami Reddy, K. Prasad Rao: Study on Microstructures of Electron Beam and Gas Tungsten Arc Ti-6Al-4V Weld Metals/Gefügeuntersuchungen nach Elektronenstrahlschweißen und Wolfram-Schutzgasschweißen von Ti-6Al-4V. In: *Praktische Metallographie* 34 (1997) 4, pp. 194-207.
- [72] Ch. Radhakrishna, J. Raghurami Reddy, K. Prasaad Rao: Fractographic Studies on Charpy Impact Tested Ti6Al4V Weld Metals/Bruchflächenuntersuchungen an Charpy-Kerbschlagbiegeproben als Ti6Al4V-Schweißgut. In: *Praktische Metallographie* 34 (1997) 6, pp. 288-299.
- [73] Z. Sun, D. Pan, W. Zhang: Correlation Between Welding Parameters and Microstructures in TIG, Plasma and Laser Welded Ti-6Al-4V Alloy. In: 6th International Trends in Welding Research Conference Proceedings, 15-19 April 2002, Pine Mountain, GA, ASM International, 2003, pp. 760-767.
- [74] M. Karadge, M. Preuss, C. Lovell, P. J. Withers, S. Bray: Texture development in Ti-6Al-4V linear friction welds. In: *Materials Science and Engineering A459* (2007), pp. 182-191.
- [75] G. Broden: Diffusionsschweißen von Aluminium- und Titanluftfahrtwerkstoffen, Fügen von Hochleistungswerkstoffen, VDI-Verlag Düsseldorf, 1993, pp. 39-52.
- [76] M. Sahin: Joining with friction welding of high-speed steel and medium-carbon steel. In: *Journal of Materials Processing Technology* 168 (2005), pp. 202-210.
- [77] O. T. Midling, Ø. Grong: A Process Model for Friction Welding of Al-Mg-Si Alloys and Al-SiC Metal Matrix Composites-I. HAZ Temperature and Strain Rate Distribution. In: *Acta metall. mater.*, Vol. 42, No. 5, pp. 1595-1609, 1994.
- [78] D. Radaj: *Wärmewirkungen des Schweißens: Temperaturfeld, Eigenspannungen, Verzug*, Berlin, Heidelberg, New York, London, Paris, Tokyo, Springer, 1988.

- [79] S. Hazman, I. A. I. Md, R. Endri, A. Z. Arifin: Mechanical evaluation and thermal modelling of friction welding of mild steel and aluminium. In: Journal of Materials Processing Technology, Vol.: 210, Issue: 9, pp.: 1209-1216, DOI: 10.1016/j.matprotec.2010.03.007.
- [80] R. Boyer, G. Welsch, E.W. Collings (Ed.): Materials Properties Handbook: Titanium Alloys, ASM International, Metals Park, OH, 1998, 483-636.
- [81] W. J. Zhang, B. V. Reddy, S. C. Deevi: Physical properties of TiAl-base alloys. In: Scripta Materialia 45 (2001), pp. 645-651.
- [82] I. Egry, R. Brooks, D. Holland-Moritz, R. Novakovic, T. Matsushita, E. Ricci, S. Seetharaman, R. Wunderlich, D. Jarvis: Thermophysical Properties of γ -Titanium Aluminide: The European IMPRESS Project. In: Int. J. Thermophysics (2007) 28:1026-1036, DOI 10.1007/s10765-007-0219-6.
- [83] H. Mehrer: Diffusion in intermetallics. In: Materials Transaction, JIM, Vol. 37, pp. 1259-1280, 1996.
- [84] T. Ikeda, H. Kadowaki, H. Nakajima, H. Inui, M. Yamaguchi, M. Koiwa: Tracer-diffusion of ^{44}Ti in TiAl single crystal. In: Materials Science and Engineering A, Vol. 312,, Issues1-2, pp. 155-159, 2001.
- [85] D. Katrakova, F. Mücklich: Specimen Preparation for Electron Backscatter Diffraction-Part I: Metals. In: Praktische Metallographie, 38 (2001) 10, S. 547-565.
- [86] H. Bethge, J. Heydenreich (Hrsg.): Elektronenmikroskopie in der Festkörperphysik, Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York, 1982.
- [87] L. Reimer, G. Pfefferkorn: Rasterelektronenmikroskopie, 2. Aufl., Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York, 1977.
- [88] V. Randle: Theoretical Framework for Electron Backscatter Diffraction. In: Electron Backscatter Diffraction in Materials Science, A. J. Schwartz, M. Kumar, B. L. Adams (Eds.), Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, 2000, pp. 19-30.
- [89] S. I. Wright: Fundamentals of Automated EBSD. In: Electron Backscatter Diffraction in Materials Science, A. J. Schwartz, M. Kumar, B. L. Adams (Eds.), Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, 2000, pp. 51-64.
- [90] H. Bunge: General Outline and Series Expansion Method. In: Quantitative Texture Analysis (edited by H. J. Bunge, C. Esling), DGM Informationsgesellschaft m.b.H., Oberursel, 1986, S. 1-72.

- [91] L. Spieß, R. Schwarzer, H. Behnken, G. Teichert: Moderne Röntgenbeugung: Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker, 1. Aufl., B. G. Teubner Verlag/GWV Fachverlag GmbH, Wiesbaden, 2005.
- [92] O. Engler, G. Gottstein, J. Pospiech, J. Jura: Statistics, Evaluation and Representation of Single Grain Orientation Measurements. In: Materials Science Forum Vol. 157-162 (1994) pp. 259-274, Trans Tech Publications, Switzerland.
- [93] H. Jewan, G. Böhm, H.-D. Kunze: Rechnergestützte Prozeßdatenerfassung beim Reibschweißen. In: Schweißen und Schneiden '94, DVS-Berichte Band 162, Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS-Verlag GmbH Düsseldorf 1994, S. 179-182.
- [94] P. Seyffarth, H.-G. Groß, A. W. E. Nentwig: Erfahrungen bei der Anwendung von Schweiß-ZTU-Schaubildern für das Reibschweißen. In: Schweißen und Schneiden '94, DVS-Berichte Band 162, Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS-Verlag GmbH Düsseldorf 1994, S. 165-168.
- [95] R. Simanowski: Reibschweißen in der Kleinteilefertigung - neue Anwendungen. In: Schweißen und Schneiden '94, DVS-Berichte Band 162, Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS-Verlag GmbH Düsseldorf 1994, S. 187-189.
- [96] R. Cordes, B. Suthoff: Reibschweißen - mit fast allen Werkstoffen. In: Schweißen und Schneiden '94, DVS-Berichte Band 162, Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS-Verlag GmbH Düsseldorf 1994, S. 194-197.
- [97] H. Horn: Reibschweißen von Sonderwerkstoffen. In: Schweißen und Schneiden '94, DVS-Berichte Band 162, Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS-Verlag GmbH Düsseldorf 1994, S. 190-193.
- [98] M. M. Attllah, M. Preuss, S. Bray: Microstructural Development during Linear Friction Welding of Titanium Alloys. In: Trends in Welding Research, pp. 486-491, DOI: 10.1361/cp2008twr486, 2009, 8th International Conference on Trends in Welding Research, Pine Mountain GA, Jun 01-06, 2008.
- [99] H.-G. Brokmeier, S.-J. Jin, V. Ventzke, S. Riekehr, M. Koçak, J. Homeyer: Phase distribution of friction welded Ti6Al4V/ γ -TAB. In: Z. Kristallogr. Suppl., 26(2007), pp. 305-310, Oldenbourg Wissenschaftsverlag, München.
- [100] D. Caillard, A. Couret: The Hall-Petch Law Investigated by Means of In Situ Straining Experiments in Lamellar TiAl and Deformed Al. In: Microscopy Research and Technique, 72:261-269 (2009).

- [101] M. Yamaguchi: High Temperature Intermetallics-with Particular Emphasis on TiAl. In: Materials Science and Technology, 8 (1992), pp. 299-307.
- [102] A. Bartels, W. Schillinger: Micromechanical mechanism of texture formation in γ -TiAl. In: Intermetallics 9 (2001), pp. 883–889.
- [103] J. Müllauer, F. Appel, C. Buque, R. Niefanger, M. Oehring, H. Clemens: Anisotropy of Structures and Properties of Hot Worked Gamma Titanium Aluminide Alloy. In: Conference Proceedings EUROMAT 2001 (CD-ROM), Rimini, Italy, 2001.
- [104] C. I. Chang, C. J. Lee, J. C. Huang: Relationship between grain size and Zener-Holloman parameter during friction stir processing in AZ31 Mg alloys. In: Scripta Materialia, 51(2004), pp. 509-514.
- [105] J. N. Wang, K. Xie: Grain Size Refinement of a TiAl Alloy by Rapid Heat Treatment. In: Scripta Materialia, 43 (2000), pp. 441-446.
- [106] H. Baiyun, H. Yuehui, Z. Kechao, Q. Xuanhui, C. Xiaoqun: Grain refining of TiAl alloy by rapid deformation. In: Materials Science and Engineering, A239 (1997), pp. 709-712.
- [107] Y.-W. Kim: Effects of microstructure on the deformation and fracture of γ -TiAl alloys. In: Materials Science and Engineering A192/193 (1995), pp. 519-533.
- [108] Y.-W. Kim: Recent Advances in Gamma Titanium Aluminide Alloys. In: High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV, ed. J. O. Stiegler, L. H. Johnson and D. P. Pope, Pittsburgh, PA, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., Vol. 213, pp. 777-791, 1991 Materials Research Society.
- [109] J. Müllauer, L. Eggers, F. Appel: Microstructure and Mechanical Behaviour of an Isothermally Forged Near-Gamma Titanium Aluminide Alloy. In: Proceedings of EUROMAT 2000, Volume 2, Tours, France, S. 1339-1344, 2000.
- [110] N. Orhan, T. Khan, M. Eroglu: Diffusion bonding of a microduplex stainless steel to Ti6Al4V. In: Scripta Materialia, Vol. 45, Issue 4, 2001, pp. 441-446.
- [111] D. Munz, M. A. Sckuhr, Y. Yang: Thermal Stresses in Ceramic-Metal Joints with an Interlayer. In: Journal of American Ceramic Society, 78, [2], 1995, pp. 285-290.
- [112] R. Müller, R. Weintz: Ventilwerkstoffe für Verbrennungsmotoren. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 29, S. 97-130, 1998.

[113] H. Nakajima: The Discovery and Acceptance of the Kirkendall Effekt: The Result of a Short Research Career. In: Journal of the Minerals, Metals and Materials Society (JOM), 49 (6) (1997), pp. 15-19.

[114] U. Fröbel, F. Appel: Hot-workability of gamma-based TiAl alloys during torsional deformation. In: Metallurgical and Materials Transaction A-Physical Metallurgy and Materials Science, Vol. 38A, Issue 8, pp. 1817-1832, 2007, DOI: 10.1007/s11661-007-9203-9.

[115] F. Appel, M. Oehring, J.D.H. Paul, Ch. Klinkenberg, T. Carneiro: Physical aspects of hot-working gamma-based titanium aluminides. In: Intermetallics 12 (2004), pp. 791–802.

[116] D. Herrmann: Diffusionsschweißen von γ (TiAl)-Legierungen: Einfluss von Zusammensetzung, Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften. Vom Promotionsausschuss der Technischen Universität Hamburg-Harburg genehmigte Dissertation, 2009.

Teilergebnisse der vorliegenden Dissertation wurden wie folgt veröffentlicht:

Teile von Kapitel 6:

V. Ventzke, K.-H. Böhm, M. Koçak, S. Riekehr, M. Horstmann, P. Merhof, M. Watzlaw: Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften der reibgeschweißten γ -TiAl-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si). In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 2006, 37, No. 8, S. 649-660.

V. Ventzke, N. Kashaev, H.-G. Brokmeier, N. Huber: Friction Welding of γ -TiAl based Alloy Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si) in Investment Cast Condition-Process Optimization and Joint Properties, Vortrag, TMS2013, 142nd Annual Meeting & Exhibition, March 3-7, 2013, Henry B. Gonzales Convention Center, San Antonio, Texas, USA.

Teile von Kapitel 7:

H.-G. Brokmeier, S.-J. Jin, V. Ventzke, S. Riekehr, M. Koçak, J. Homeyer: Phase distribution of friction welded Ti6Al4V/ γ -TAB. In: Z. Kristallogr. Suppl. 26 (2007), pp. 305-310.

V. Ventzke, H.-G. Brokmeier, P. Merhof, M. Koçak: Microstructural characterization of friction welded TiAl-Ti6Al4V hybrid joints. In: Solid State Phenomena, Vol. 160 (2010), pp. 319-326. Online available since 2010/Feb/03 at www.Scientific.net, Trans Tech Publications, Switzerland, doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.160.319.